

Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava

Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství

Katedra tváření materiálu

Bakalářská práce

**Vliv parametrů austenitizace a deformace na fázové přeměny během
ochlazování nízkouhlíkové oceli**

**Effect of deformation and austenitization parameters on phase
transformation during continuous cooling of low carbon steel**

2017

David ŠKANDERA

Zadání bakalářské práce

Student: **David Škandera**

Studijní program: B2109 Metalurgické inženýrství

Studijní obor: 2109R038 Moderní metalurgické technologie

Téma: **Vliv parametrů austenitizace a deformace na fázové přeměny během ochlazování nízkouhlíkové oceli**
Effect of deformation and austenitization parameters on phase transformation during continuous cooling of low carbon steel

Jazyk vypracování: čeština

Zásady pro vypracování:

1. Teoretický rozbor – vliv termomechanických parametrů na kinetiku transformací oceli
2. Dilatometrické a metalografické analýzy a měření tvrdosti
3. Sestavení zkoumané části transformačního diagramu
4. Diskuze získaných výsledků

Seznam doporučené odborné literatury:

- [1] JECH, J. *Tepelné zpracování oceli*. 1. vydání. Praha: SNTL, 1983, 392 s.
- [2] NÜRNBERGER, F. et al. Microstructure Transformations in Tempering Steels during Continuous Cooling from Hot Forging Temperatures. *Steel Research International*, roč. 81, 2010, č. 3, s. 224-233.
- [3] KAWULOK, R. et al. Transformation kinetics of selected steel grades after plastic deformation. *Metalurgija*, roč. 55, 2016, č. 3, s. 357-360. ISSN 0543-5846.
- [4] JANDOVÁ, D., VADOVICOVÁ, L. Influence of deformation on austenite decomposition of steel 0.5C-1Cr-0.8Mn-0.3Si. In: *Metal 2004*, Conference Proceedings. Ostrava: Tanger Ltd., 2004, paper No. 223.

Formální náležitosti a rozsah bakalářské práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí bakalářské práce: **Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.**

Konzultant bakalářské práce: Ing. Petr Kawulok, Ph.D.

Datum zadání: 30.11.2016

Datum odevzdání: 28.04.2017

prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.
vedoucí katedry



prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.
děkanka fakulty

Zásady pro vypracování bakalářské práce

I.

Bakalářskou prací (dále jen BP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

II.

Uspořádání bakalářské práce:

- | | |
|--|------------------------------|
| 1. Titulní list | 6. Obsah BP |
| 2. Originál zadání BP | 7. Textová část BP |
| 3. Zásady pro vypracování BP | 8. Seznam použité literatury |
| 4. Prohlášení + místopřísežné prohlášení | 9. Přílohy |
| 5. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky | |

- ad 1) Titulní list je koncipován podle požadavků příslušné oborové katedry.
- ad 2) Originál zadání BP obdrží student na oborové katedře.
- ad 3) Tyto „Zásady pro vypracování bakalářské práce“ následují za originálem zadání BP. („Zásady pro vypracování bakalářské práce“ jsou ke stažení na webových stránkách fakulty).
- ad 4) Prohlášení + místopřísežné prohlášení napsané na zvláštním listu (ke stažení na webových stránkách fakulty) a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání BP. V případě, že BP vychází ze spolupráce s jinými právníky a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním BP.
- ad 5) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listu česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.
- ad 6) Obsah BP se uvádí na zvláštním listu. Zahrnuje názvy všech číslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části BP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury, s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.
- ad 7) Textová část BP obvykle zahrnuje:
- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním BP;
 - Vlastní rozpracování BP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry, vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
 - Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků BP z hlediska stanoveného zadání.

BP bude zpracována v rozsahu min. 25 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury).

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující doporučené úpravy - písmo Times New Roman 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm, zarovnání do bloku. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno. Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 9). Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám.

Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. Matematické vzorce musí být číslovány (v kulatých závorkách). U vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury. Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

ad 8) BP bude obsahovat alespoň 10 literárních odkazů, z toho nejméně 3 v některém ze světových jazyků. Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690. Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu BP.

ad 9) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části, např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

III.

Bakalářskou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahoře: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
Katedra

uprostřed: *BAKALÁŘSKÁ PRÁCE*

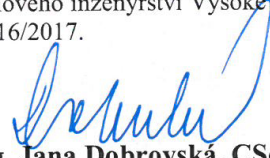
dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní práci také v elektronické formě do IS EDISON. Práce vložená v elektronické formě do IS EDISON se musí zcela shodovat s prací odevzdanou v tištěné formě. Po vložení BP do IS EDISON bude provedena její kontrola na plagiátorství.

IV.

Nesplnění výše uvedených zásad pro vypracování bakalářské práce může být důvodem nepřijetí práce k obhajobě. O nepřijetí práce k obhajobě rozhoduje v tomto případě garant příslušného studijního oboru. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem bakalářského studia Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2016/2017.

Ostrava 2. 11. 2016


Prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.
děkanka Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství
VŠB-TU Ostrava

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji bakalářskou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. – autorský zákon, zejména §35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 – školní dílo);
- beru na vědomí, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB – TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě bakalářskou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že bakalářská práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB – TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího bakalářské práce. Souhlasím s tím, že údaje o bakalářské práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB – TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo – bakalářskou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB – TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB – TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- beru na vědomí, že odevzdáním své bakalářské práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou bakalářskou práci vypracoval(a) samostatně.

V Ostravě

.....
podpis (jméno a příjmení studenta)

Poděkování

Touto formou bych chtěl poděkovat Ing. Rostislavu Kawulokovi, Ph.D. za odborné vedení, cenné rady a připomínky, a především za čas, který mi při vypracování této práce věnoval. Dále bych chtěl poděkovat pracovníkům Fakulty metalurgie a materiálového inženýrství za jejich pomoc při realizaci experimentální části.

Navíc bych chtěl poděkovat i projektu Regionálního materiálově technologického výzkumného centra, bez jehož přístrojového vybavení by nebylo možné provedené experimenty uskutečnit a potažmo dokončit i tuto práci.

David Škandera, *Vliv parametrů austenitizace a deformace na fázové přeměny během ochlazování nízkouhlikové oceli*, VŠB-TU Ostrava, 2017

Vedoucí práce: Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.

Abstrakt

Cílem této předložené bakalářské práce je studium termomechanických parametrů na kinetiku rozpadu austenitu. V teoretickém rozboru je popsána charakteristika austenitu, produkty jeho fázových přeměn a transformační diagramy izotermické, anizotermické i s použitím předchozí deformace. V experimentální části jsou popsány použité experimentální zařízení, průběhy všech provedených experimentů a shrnuty výsledky dilatometrických testů, metalografické analýzy, měření tvrdosti a simulace v softwaru QTSteel 3.2. Pozornost je především věnována rozdílům mezi výchozí litou a protvářenou strukturou oceli C10.

Klíčová slova: Termomechanické parametry, austenitizace, transformační diagram, dilatometrie, struktura, litý stav, protvářený stav, ocel C10.

David Škandera, *Effect of deformation and austenitization parameters on phase transformation during continuous cooling of low carbon steel*, VŠB-TU Ostrava, 2017

Head: Ing. Rostislav Kawulok, Ph.D.

Abstract

The aim of this bachelor thesis is to examine influence of thermomechanical parameters on the kinetics of transformation of austenite. In the theoretical part are characteristics of austenite, its transformation products and transformation diagrams (isothermal, anisothermal and with use of previous deformation). Experimental part describes experimental devices, processes of all done experiments and results of dilatometric tests, metallographic analysis, hardness measurements and simulation software QTSteel 3.2. The thesis also considers the differences between starting conditions of steel C10.

Keywords: Thermomechanical parameters, austenitization, transformation diagram, dilatometry, structure, cast structure „state“, formed structure „state“, steel C10.

Obsah

1. Úvod	1
2. Teoretický rozbor	2
2.1. Austenit	2
2.1.1. Austenitizace	2
2.1.2. Austenitické zrno	3
2.1.3. Primární austenitické zrno	3
2.1.4. Sekundární austenitické zrno	3
2.2. Produkty fázových přeměn austenitu	4
2.2.1. Alotriomorfní ferit	4
2.2.2. Idiomorfní ferit	4
2.2.3. Widmanstättenův ferit	4
2.2.4. Masivní ferit	5
2.2.5. Acikulární ferit	5
2.2.6. Perlit	6
2.2.7. Bainit	7
2.2.8. Horní bainit	7
2.2.9. Dolní bainit	7
2.2.10. Martenzit	8
2.3. Transformační diagramy	9
2.3.1. IRA diagram	9
2.3.2. Faktory ovlivňující tvar a polohu křivek IRA diagramu	10
2.3.3. ARA diagramy	10
2.3.4. DARA diagram	11
2.3.5. Vliv deformace na diagram ARA	12
2.3.6. Vliv velikosti výchozího austenitického zrna na fázové přeměny	13
3. Cíle práce	15
4. Experimentální část	16
4.1. Charakteristika zkoumaného materiálu	16

4.2. Experimentální zařízení.....	17
4.2.1. Plastometr Gleeble 3800.....	17
4.2.2. Optický dilatometrický modul.....	18
4.2.3. Software QTSteel 3.2	19
4.3. Popis experimentu	19
4.3.1. Dilatometrické testy.....	20
4.3.2. Metalografická analýza.....	23
4.3.3. Určení velikosti zrn	23
4.3.4. Zkouška tvrdosti dle Brinella.....	23
4.3.5. Simulace v QTSteel 3.2	24
5. Diskuze výsledků	25
5.1. Výsledky dilatometrických testů	25
5.1.1. Litý stav.....	25
5.1.2. Tvářený stav	26
5.1.3. Tvářený stav, dvoustupňový teplotní režim	27
5.2. Vyhodnocení struktur metalografické analýzy	29
5.2.1. Litý stav.....	29
5.2.2. Tvářený stav	30
5.2.3. Tvářený stav, dvoustupňový teplotní režim	31
5.3. Výsledky měření tvrdosti	32
5.4. Simulace v QTSteel 3.2.....	34
5.4.1. Vliv deformace	34
5.4.2. Vliv velikosti zrna	35
5.4.3. Srovnání tvrdosti naměřené a vypočtené pomocí QTSteel	39
6. Závěr	41
Použitá literatura	43

1. Úvod

Ocel je jedním z nejpoužívanějších materiálů na světě a má široké uplatnění téměř ve všech odvětvích. V závislosti na tom, kde se bude ocel používat, jsou na ni kladeny různé nároky, především nároky na pevnost, tvrdost, houževnatost atd. Všechny mechanické vlastnosti můžeme ovlivňovat chemickým složením oceli, vyšším či nižším obsahem legujících prvků, tepelným zpracováním. V rámci jedné oceli je možno měnit její mikrostrukturu a potažmo i mechanické vlastnosti tepelným zpracováním (žiháním, kalením, popouštěním), ale také i pomocí podmínek austenitizace, rychlosti ochlazování a předchozí deformace, čímž se tato předložená bakalářská práce zabývá.

Pro popis kinetiky fázových přeměn během ochlazování oceli se nejčastěji setkáváme s transformačními diagramy typu IRA (izotermický rozpad austenitu) a ARA (anizotermický rozpad austenitu). Tyto diagramy poskytují velké množství informací, které jsou velice důležité především v odborné praxi. V případě problematiky tváření oceli za tepla bylo nejčastěji využíváno ARA diagramů, jež uvažují široké rozmezí ochlazovacích rychlostí. Nicméně s pokračujícím technologickým pokrokem jsou stávající ARA diagramy postupně doplňovány i sofistikovanějšími diagramy DARA, jež oproti ARA diagramům uvažují i vliv předchozí deformace na následné transformace austenitu. V mnoha případech se může jednat i o zásadní rozdíly mezi těmito diagramy jelikož předchozí deformace může zásadně ovlivňovat kinetiku transformačních pochodů. Nicméně i DARA diagramy se pro konkrétní ocel mohou od sebe lišit, což může být způsobeno rozdílnými podmínkami austenitizace a potažmo i velikostí výchozí struktury.

Tato předložená bakalářská práce shrnuje v teoretické části vliv termomechanických parametrů na kinetiku rozpadu austenitu, vliv výchozího austenitického zrna na výslednou strukturu, produkty fázových přeměn austenitu. Experimentální část bakalářské práce se zabývá zkonstruováním DARA diagramů pro různé výchozí stavy (litý, protvářený, extrémně zhrublý) oceli C10 na základě dilatometrických testů provedených za pomoci plastometru Gleeble 3800, určení strukturních složek a velikosti zrn pomocí metalografických analýz, doplněných o měření tvrdosti a simulaci v softwaru QTSteel 3.2.

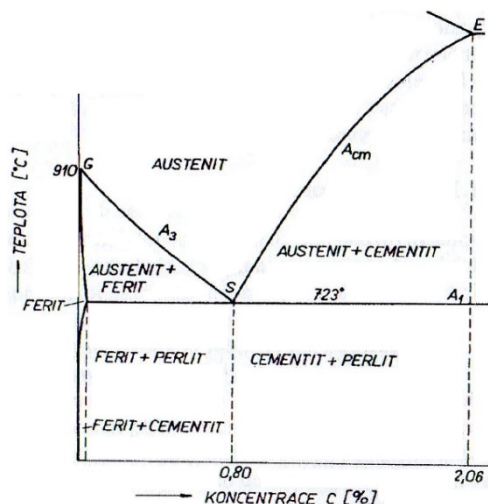
2. Teoretický rozbor

2.1. Austenit

Austenit je obecně tuhý roztok železa γ (s plošně středěnou kubickou mřížkou – FCC) a uhlíku. V binárním diagramu Fe-C se při tuhnutí vyskytuje v rozmezí teplot 1390-898 °C a při tavení od 911-1392°C. Krystaly austenitu jsou houževnaté a dobře tvárné. Má dobrou tepelnou vodivost a lze jej velice úspěšně legovat jak legujícími prvky substitučními, tak intersticiálními, přičemž pevnostní charakteristiky austenitu se výrazněji zvyšují při použití legujících prvků intersticiálních. Vhodnou kombinací legujících prvků (Mn, Ni, Cr) se zvyšuje žáruvzdornost, žárupevnost, korozivzdornost a z nemagnetického materiálu se stává materiál paramagnetický. Nejvyšší význam nese austenit při ochlazování, při kterém v oceli dochází k přeměně struktury i vlastností vlivem rozpadu austenitu [1,3].

2.1.1. Austenitizace

Austenitizací se rozumí ohřev nad kritické teploty a s tím spojená přeměna feriticko-cementitické struktury na strukturu austenitickou. Přeměna struktury probíhá v rozmezí teplot A_1 až A_3 (podeutektoidní) nebo A_1 až A_{cm} (nadeutektoidní) (obr.1). Celý proces začíná přeměnou perlitu v austenit, poté dochází k rozpouštění feritu (oceli podeutektoidní) nebo cementitu (oceli nadeutektoidní) v austenitu. Přeměna těchto fází má difúzní charakter, dochází ke tvorbě zárodků austenitu, které jsou schopny dalšího růstu. Pokud dojde k překročení kritické teploty A_1 , dochází ke vzniku zárodků austenitu heterogenní nukleací na rozhraní feritu s cementitem, jeho růst do feritu a dále jeho sycení uhlíkem difúzí. Díky větší podobnosti mřížky a bližšímu obsahu uhlíku na rozhraní ferit-cementit, dochází k růstu zárodků austenitu právě do feritu. Struktura oceli a způsob ohřevu výrazně ovlivňují množství tvořících se zárodků.



Obr.1 Část rovnovážného diagramu Fe-Fe₃C, překrystalizační oblast austenitu [2]

Nejrychleji probíhá austenitizace u ocelí s jemnozrnným perlitem (popř. sorbitem) a u ocelí s vysokým obsahem uhlíku, ovšem jen do jeho eutektoidního obsahu. Dále má vliv na rychlost austenitizace obsah karbidotvorných prvků. Prvky karbidotvorné austenitizaci zpomalují, nekarbidotvorné prvky naopak [1,2].

2.1.2. Austenitické zrno

Velikost austenitického zrna je velice sledovaný parametr, jelikož má vliv na mechanické vlastnosti ocelí, jako jsou: tvařitelnost, obrobitelnost, mez kluzu, pevnost, tažnost, nárazová práce, tvrdost, rychlost oduhličení, modul pružnosti, mez úměrnosti. Velikost austenitického zrna oceli daného složení závisí na stavu výchozí struktury, podmínkách překrystalizace, na době a teplotě austenitizace. Velikost austenitického zrna se stala jedním z mnoha kritérií rozlišování ocelí. Ocel je dle velikosti zrna rozdělena do 15 tříd, každá je určena číslem, které se určí počtem zrn na čtvercovém výbrusu 25x25mm pod mikroskopem při stonásobném zvětšení. Mezi číslem velikosti zrna N a odpovídajícím střednímu počtu zrn n na této ploše platí tento vztah (1) [1,2]:

$$n = 2^{N-1} \quad (1)$$

2.1.3. Primární austenitické zrno

Ocel při odlévání, ať už do kokil nebo na ZPO (zařízení plynulého odlévání) dochází při chladnutí oceli ke tvorbě dendritů, které se vzájemně protínají a v mezidendritických prostorech se nachází hrubá zrna austenitu (tzv. licí zrna). Při poklesu teplot dochází k rozpadu dendritů (granulaci) a stávají se z nich primární austenitická zrna polyedrického tvaru, přičemž nedochází ke změně chemického složení oceli. Zrna jsou poměrně hrubá a jejich velikost jsme schopni ovlivnit minimalizací licí teploty nebo použitím zjemňujících přísad-Mo, Zr, Nb, Ti a Ta [1,2].

2.1.4. Sekundární austenitické zrno

Při ohřevu nově vzniklá zrna austenitu označujeme jako sekundární austenitická zrna. Toto zrno ocel má po skončené austenitizaci a má přímý vliv na vlastnosti i strukturu po následném tepelném zpracování. Je-li toto zrno hrubé, vzniká rozpadem austenitu hrubší perlitická struktura, než by tomu bylo při jemnějším sekundárním zrně, při shodných podmínkách ochlazování. Stejně pravidlo platí i pro transformaci v martenzit [1,2].

2.2. Produkty fázových přeměn austenitu

Přeměna austenitu na ostatní fáze uhlíkových ocelí je doprovázena změnou krystalové mřížky. Tato změna je spojena s nárustem objemu nově vzniklé fáze díky řidšímu uspořádání atomů v této mřížce. Největší roli při těchto přeměnách hraje teplota, při které přeměna austenitu probíhá. Je to právě teplota, která zodpovídá za rozsah difúze při přeměně a za výsledné produkty. Všechny přeměny mají svá specifika a charakteristické rysy. Je nutné sledovat souvislost mezi jednotlivými přeměnami, k čemuž nám slouží transformační diagramy, viz v kapitole 2.3 [1-3].

2.2.1. Alotriomorfní ferit

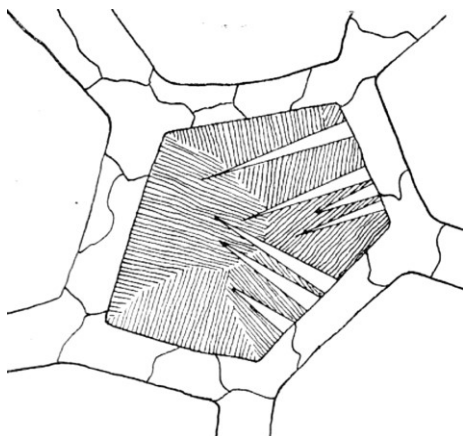
Vzniká na hranicích zrn austenitu, tzv. intergranulárně, těsně pod teplotou přeměny austenitu na ferit. K růstu zrn dochází podél hranic zrn austenitu, díky tomu je jeho tvar podobný čočce. Tato přeměna je charakteristická narušením všech původních atomárních vazeb a vytvořením vazeb zcela nových. Takto vzniklá zrna feritu se mohou velice snadno spojovat za vzniku síťoví [1,3].

2.2.2. Idiomorfní ferit

Tento druh feritu vzniká zhruba 50 °C pod teplotou vzniku alotriomorfního feritu. Vzniká intragranulárně (uvnitř austenitického zrna) a má tvar rovnoosých krystalů. I při vzniku tohoto feritu dochází k porušení atomárních vazeb a ke vzniku vazeb nových [1,3].

2.2.3. Widmanstättenův ferit

Vzniká 80-100 °C pod teplotou vzniku idiomorfního feritu. Pilovité útvary nebo desky Widmanstättenova feritu se vyznačují trojúhelníkovým průřezem, často označovaných jako feritické šipky (**obr. 3**). Obě tyto morfologie se liší v úhlech, které svírají jejich povrchy a v orientaci vůči zrnům austenitu. Vznik je spojován s difúzí uhlíku, nikoli však se substitučními prvky. Vzniká intergranulárně, tedy na hranicích austenitických zrn. Widmanstättenův ferit se vyskytuje především v ocelích s nízkým obsahem uhlíku, při příznivé velikosti přechlazení austenitu a hrubé austenitické zrna zvyšuje pravděpodobnost jeho vzniku. Tato struktura feritu je obecně nežádoucí, jelikož snižuje vrubovou houževnatost a lze ji úspěšně eliminovat normalizačním žháním [1,3].



Obr.3 Feritické šipky

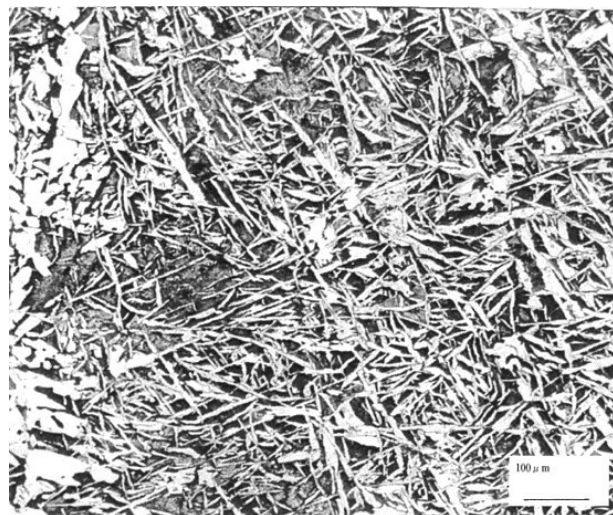
Widmanstättenova feritu [3]

2.2.4. Masivní ferit

Jedná se o feritické zrna vznikající za vyšších teplot, při nízkých rychlostech ochlazování uvnitř austenitického zrna. Další možný vznik je růstem a spojováním jiných morfologických útvarů. Masivní, neboli blokový ferit se nejčastěji vyskytuje v místech s vyšším energetickým potenciálem, kde je větší koncentrace vakancí a dislokací. [1,3].

2.2.5. Acikulární ferit

Acikulární, neboli jehlicovitý ferit, vzniká rychlým ochlazením oceli s velice nízkým obsahem uhlíku (do 0,1%). Vzniká uvnitř zrna, tedy intragranulárně, má tvar jehliček, popř. latěk (**obr. 4**), které mohou tvořit i hvězdicovité uspořádání. K jeho nukleaci dochází především na nekovových inkluzích, jejichž velikost ovlivňuje jeho vznik. Je-li velikost inkluzí větší než $1\mu\text{m}$, pravděpodobnost nukleace acikulárního feritu se začíná limitně blížit jedné. Přeměna na acikulární ferit je doprovázena objemovou změnou, což způsobuje zvýšení hustoty dislokací.



Obr.4 Detail struktury acikulárního feritu [3]

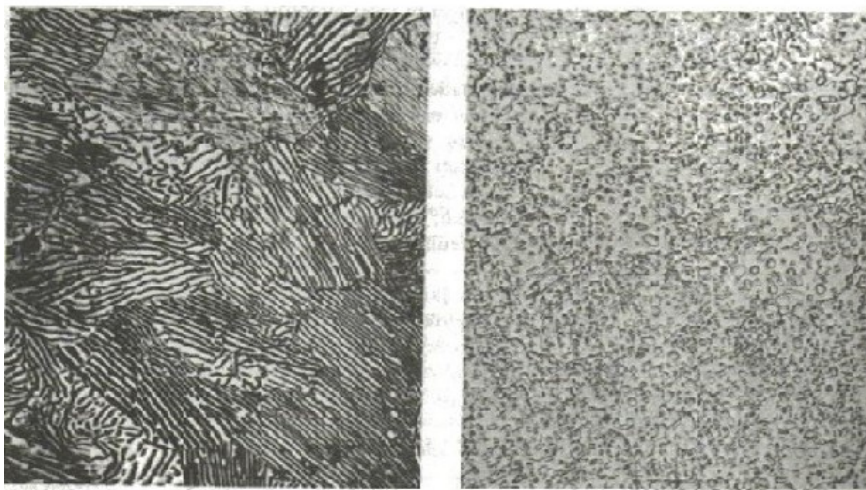
Acikulární ferit zvyšuje pevnost a snižuje riziko křehkého lomu, což je způsobeno tím, že hranice jednotlivých latek působí jako vysokouhlíkové fázové rozhraní, které tvoří překážku pro vznik a další šíření trhlin. Struktura s acikulárním feritem dodává obzvlášť dobré vlastnosti nízkouhlíkovým ocelím s přísadou Mn a Nb po popouštění [1,3].

2.2.6. Perlit

Za bezpochyby nejvýznamnější eutektoidní přeměnu se považuje přeměna perlitická, při které vzniká eutektoid zvaný perlit, což je eutektoidní směs feritu a cementitu. Vzniká transformací austenitu o jeho eutektoidní koncentraci, který se při podchlazení pod kritickou teplotu mění na perlit, dle vztahu (2):



V největší míře případů je perlit u uhlíkových ocelí tvořen střídajícími se lamelami feritu a cementitu. Tato struktura se označuje jako tzv. lamelární perlit (**obr.5**). V průměru mívá perlitické zrno zhruba 100 lamel. Vzdálenost mezi lamelami není konstantní. Takového výsledku lze dosáhnout pouze rozpadem homogenního austenitu za izotermických podmínek. Čím jsou lamely perlitu blíže u sebe, tím dochází ke zvyšování pevnosti. Kromě perlitu lamelárního se může objevit i perlit globulární (zrnitý) (**obr.5**), ve kterém se vyskytuje cementit ve tvaru kuliček. Tento druh perlitu je termodynamicky stabilnější, z důvodu nižší mezifázové energie [1,2].



Obr.5 Struktura perlitu, vlevo lamelární, vpravo globulární [2]

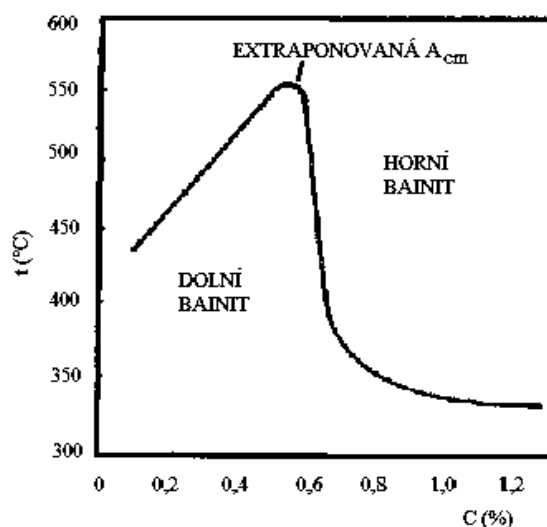
Perlit se začíná tvořit heterogenní nukleací vedoucí fáze na hranicích austenitických zrn, přičemž vedoucí fází může být jak ferit, tak cementit, to je určeno přesycením austenitu vzhledem k těmto fázím [1,2].

2.2.7. Bainit

Mezi strukturou perlitickou a martenzitickou se nachází struktura bainitická, vznikající při středně velkém přechlazení. Obecně je bainit označován na nelamelární feriticko-karbidická směs. U uhlíkových ocelí dochází k plynulému přechodu mezi strukturou lamelárního perlitu a bainitu, z důvodu částečného překrytí křivek perlitické a bainitické přeměny. Stejně tak se tato přeměna může lehce překrývat s přeměnou martenzitickou. Základním kamenem bainitické přeměny je přeměna austenitu na ferit vzniklý smykovým mechanismem. Výsledná bainitická struktura závisí na teplotě transformace a na rychlosti ochlazování skrz bainitickou oblast. Teplotní hranice mezi horním a dolním bainitem je závislá na obsahu uhlíku v oceli (**obr.6**) [1-4].

2.2.8. Horní bainit

Vzniká nukleací při teplotách 350-500 °C vznikem feritických látek na hranicích zrn (intergranulárně) nebo velmi výjimečně uvnitř zrn austenitu (intragranulárně). Je tvořen hrubými látkami bainitického feritu a částicemi cementitu. Tyto látky vznikají displacivně, tzn. že dochází k porušení původního uspořádání v matici a vzniku zcela nové krystalické struktury, a narůstají hlavně do délky [1-4].



Obr.6 Vliv obsahu uhlíku a teploty na výskyt horního a dolního bainitu [2]

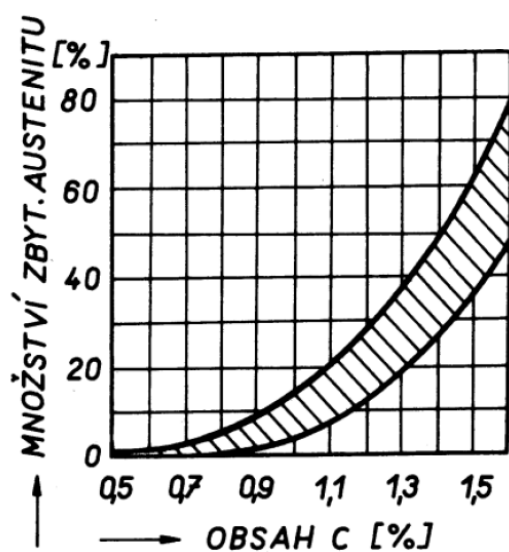
2.2.9. Dolní bainit

Vzniká obecně při nižších teplotách, než bainit horní a celý proces nukleace začíná tvorbou feritu ve formě tenkých látek. Tento ferit zpravidla bývá přesycen uhlíkem a vzniká smykem. Teplota při vzniku dolního bainitu je natolik nízká, že ferit není schopen uhlík vytěsnit. Na povrchu těchto látek poté dochází k nukleaci cementitu. Výsledná struktura dolního bainitu je mnohem jemnější, než u bainitu horního a svým vzhledem se blíží ke struktuře martenzitu [1-4].

2.2.10. Martenzit

Martenzitická přeměna probíhá, ve srovnání s ostatními přeměna, při velice nízkých teplotách, kdy už neprobíhá difúze intersticiálních, ani substitučních prvků. Transformace probíhá při přechlazení austenitu mezi hodnoty M_S a M_F . Martenzit je silně přesycený roztok uhlíku v železe α . Aby došlo ke vzniku této metastabilní fáze, je třeba ochlazení austenitu pod teplotou M_S v čase kratším, než je potřeba pro perlitickou či bainitickou přeměnu, přičemž není třeba inkubační periody [1-3].

Martenzitická přeměna v ocelích je zvláštním případem bezdifúzní (střihové) přeměny, při které nová fáze vzniká uspořádanými přesuny atomů z uzlových bodů, původní fáze do uzlů nové fáze tak, že relativní změny poloh sousedních atomů jsou menší než meziatomová vzdálenost [1].



Obr. 7 Vliv obsahu uhlíku na podíl zbytkového austenitu [3]

Vliv na finální vlastnosti martenzitické struktury má míra přeměny austenitu na martenzit. Ne vždy dojde k přeměně austenitu v celém objemu, a tak se může ve výsledné struktuře vedle martenzitu objevovat také zbytkový austenit, který je ve většině případů nežádoucí, jelikož snižuje tvrdost, popř. může dojít k jeho samovolné přeměně na feriticko-karbidickou směs, což může vyústit až ve vznik trhliny. Podíl zbytkového austenitu v oceli exponenciálně roste s obsahem uhlíku, viz **obr. 7**.

Martenzit má tvar desek, popř. disků, které se na metalografickém výbrusu jeví jako jehlice. Na zrnech austenitu vzniká zpravidla větší počet krystalů martenzitu. Čím větší je austenitické zrno a jeho homogenita, tím větší krystaly martenzitu vznikají, v ojedinělých případech mohou dosáhnout stejného rozměru, jako má původní austenitické zrno. Růst krystalů probíhá velice rychle a svou rychlostí se blíží rychlosti zvuku v daném prostředí (až 3km/s) [1-3].

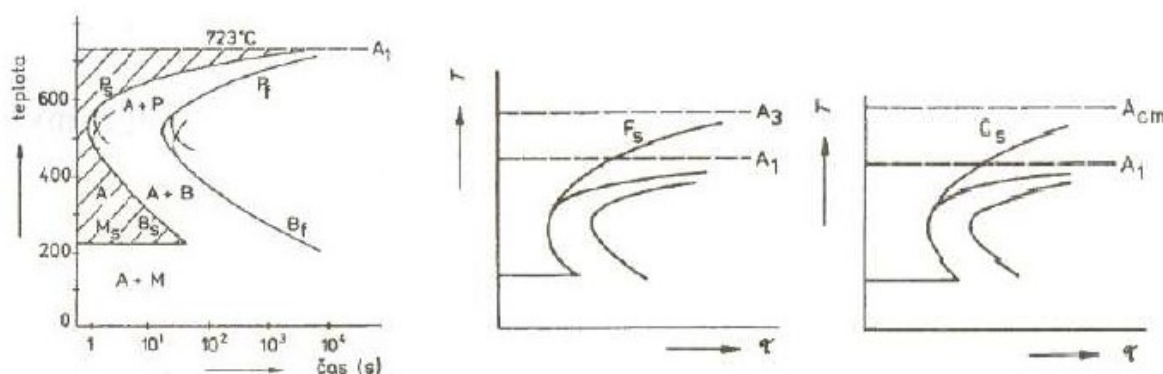
2.3. Transformační diagramy

Znalost kinetiky přeměn austenitu při různých rychlostech ochlazování a různých stupních přechlazení má značný praktický význam při jejich tepelném zpracování. Pouze v některých případech tohoto zpracování se děje přeměna austenitu jediným způsobem, např. při žihání eutektoidní oceli jde jen o perlitickou přeměnu. Ve většině případů austenit prodělává řadu přeměn najednou po průřezu tělesa větších rozměrů z důvodu lišících se rychlostí ochlazování v jednotlivých oblastech. Ke sledování vzájemných vztahů mezi přeměnami nám slouží transformační diagramy. Tyto diagramy nám udávají vliv teploty na průběh přeměny v čase. Každý diagram platí jen pro konkrétní ocel daného chemického složení, daných podmínek austenitizace (velikost zrn a homogenita). Diagramy obsahují teplotní osu a osu logaritmu času, dále pak kritické teploty A_1 , A_3 a A_{cm} a polohy začátků a konců přeměn - perlitické (P_S , P_F), bainitické (B_S , B_F) a martenzitické (M_S , M_F) [1,2].

2.3.1. IRA diagram

Diagramy izotermického rozpadu austenitu (IRA) uvádějí rozpad přechlazeného austenitu při konstantní teplotě. Mají praktický význam při izotermických pochodech tepelného zpracování (izotermické zušlechťování a žihání).

V rozmezí teplot A_1 a nosu křivky S ($T \approx 550^\circ\text{C}$ u uhlíkových ocelí) vzniká izotermickým rozpadem přechlazeného austenitu lamelární perlitická struktura. Při teplotách pod nosem křivky ($T < 550^\circ\text{C}$) začíná převládat bainitická přeměna. Podle výšky reakční teploty se tvoří buď horní nebo dolní bainit. Horní bainit se tvoří spolu s perlitem a za teplot těsně nad M_S převládá dolní bainit. Pod teplotou M_S probíhá martenzitická přeměna. Grafy izotermického rozpadu austenitu podeutektoidní, eutektoidní a nadeutektoidní oceli na **obr.8** [1-3].

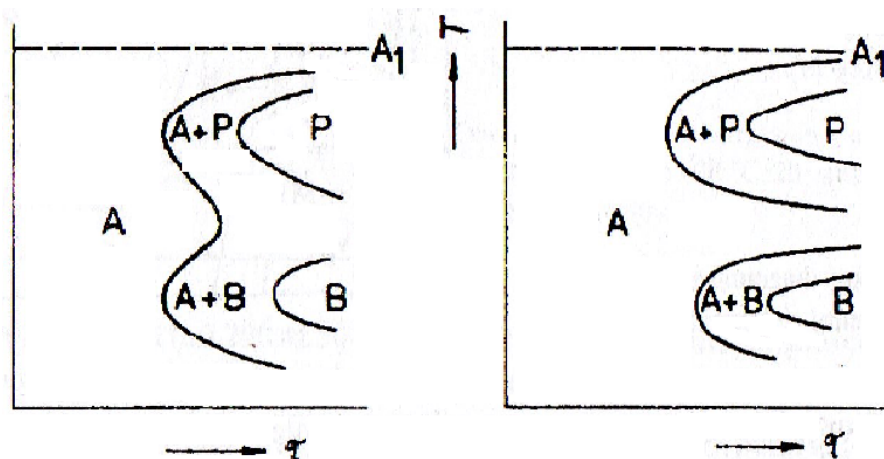


Obr.8 IRA diagramy, zleva: Eutektoidní, podeutektoidní, nadeutektoidní [3]

2.3.2. Faktory ovlivňující tvar a polohu křivek IRA diagramu

Na tvar a polohu křivek diagramu IRA má největší vliv chemické složení oceli a stav austenitu (jeho homogenita a velikost zrna). Větší austenitické zrno prodlužuje inkubační periodu perlitické přeměny, a proto zvýšení teploty austenitizace způsobuje posunutí diagramu doprava. Pokud je austenitické zrno jemné a tuhý roztok obsahuje nehomogenity a vměstky, dochází k posunutí diagramu doleva.

Přísadové prvky rozpustné v austenitu (kromě kobaltu a hliníku) zvyšují jeho stabilitu a posouvají počátky a konce difuzních přeměn austenitu doprava. Prvky rozpustné ve feritu, jako jsou křemík, nikl a měď nemění tvar diagramu, naopak karbidotvorné přísady (molybden, chrom, wolfram, vanad) výrazně mění tvar diagramu. Tato skutečnost je způsobena tím, že karbidotvorné prvky od sebe oddělují perlitickou a bainitickou oblast a to se projeví tím, že má diagram dva nosy (**obr.9**) [1,2,5].

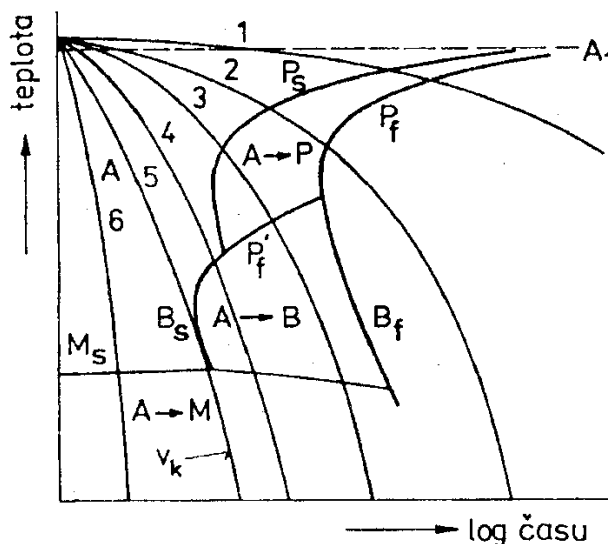


Obr.9 Schématické znázornění vlivu karbidotvorných prvků na tvar IRA diagramu, vlevo nízký obsah, vpravo vysoký obsah [2]

2.3.3. ARA diagramy

Obdobně jako diagramy IRA, i ARA (anizotermický rozpad austenitu) diagramy obsahují informace o počátcích a koncích jednotlivých přeměn austenitu, ovšem zde je austenit ochlazován různými rychlostmi. Se zvyšující se rychlostí ochlazování dochází k posunu počátků i konců jednotlivých křivek k nižším teplotám a kratším časům (**obr.10**). Pokud je dosaženo určité rychlosti ochlazování (např. křivka č.3), nedochází k přeměně austenitu na perlit v celém objemu a zbytkový austenit se transformuje na bainit (popř. martenzit). Pokud je rychlost ochlazování vyšší, než odpovídá křivce č.4, dochází k bainitické transformaci a pod teplotou M_s (martenzit start) dále pokračuje transformací

martenzitickou. Pokud dojde k překročení kritické rychlosti ochlazování (v_k), přetrvává přechlazený austenit až do teploty M_s a při dalším poklesu pod tuto teplotu dochází k bezdifúzní přeměně na martenzit. Ten se může ve výsledné struktuře vyskytovat i při teplotách nižších, než je rychlost kritická. Martenzit se začíná ve struktuře objevovat při teplotě, kterou označujeme jako spodní kritická rychlost ochlazování (v_{ks}). Mezi teplotami v_k a v_{ks} se část přechlazeného austenitu rozpadá na velice jemnozrnnou feriticko-cementitickou strukturu lamelárního charakteru (troostit) a zbytek se mění v martenzit [1-3,5].



Obr.10 Anizotermický rozpad austenitu eutektoidní oceli [2]

Na tvar a polohu křivek diagramů ARA má vliv obdobně jako u diagramů IRA chemické složení oceli, velikost zrna i austenitizační teplota. V přítomnosti přísad dochází k posunu k nižším teplotám a delším časům, než je tomu i diagramů IRA [1-3,5].

2.3.4. DARA diagram

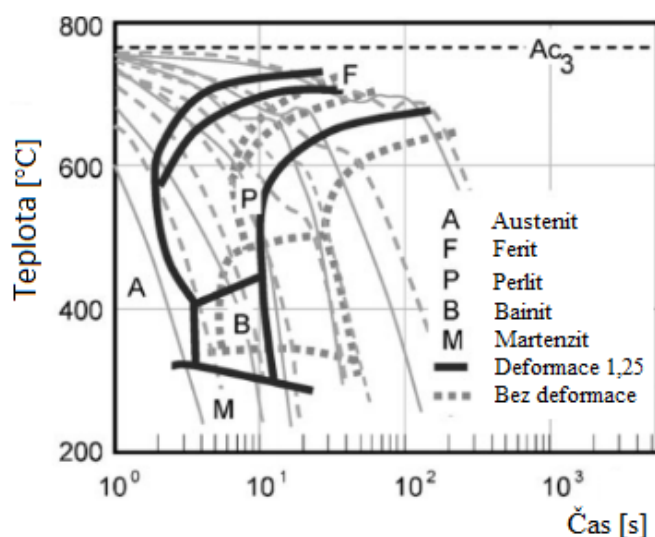
Diagramy DARA (deformací ovlivněný anizotermický rozpad austenitu, anglicky DCCT) nám slouží pro určení fází po rozpadu austenitu, který byl před začátkem ochlazování deformován. Pokud dojde před přeměnou, popř. i během přeměny k deformaci austenitu, má to značný vliv jak na mechanické vlastnosti, tak i na výslednou strukturu. Na rozsah těchto změn má hlavní účinek teplota, při níž k deformaci dochází a stupeň této deformace. Deformace se standardně provádí na speciálních dilatometrech, nejčastěji se jedná o bezkontaktní optické dilatometry. Samotná deformace je provedena až po výdrži na určité teplotě austenitizace po určitý čas [5,6]

DARA diagramy nacházejí uplatnění především všude tam, kde je třeba termomechanického zpracování oceli, nejčastěji se jedná o zápuštěk využívající kovárny a válcovny s řízeným ochlazováním vývalků [5,6].

2.3.5. Vliv deformace na diagram ARA

Deformací austenitu dochází ke zvýšení hustoty, zmenšení velikosti jeho částic, v důsledku toho dochází k vyššímu odporu vůči plastické deformaci. Po následné martenzické přeměně je výsledná struktura jemnozrnější než u martenzitu bez předchozí deformace a takto vzniklý martenzit má vyšší odolnost vůči plastické deformaci. Se zmenšením zrn souvisí zmenšení pnutí na hranicích austenitických zrn, tím pádem se snižuje i riziko vzniku trhlin na hranicích zrn.

Předchozí deformace má také vliv na rychlost difúzí přeměn, které jsou ve větší,



Obr.11 Vliv deformace při 770 °C na ARA diagram, ocel s 0,45 % C, skutečná deformace 1,25 [7]

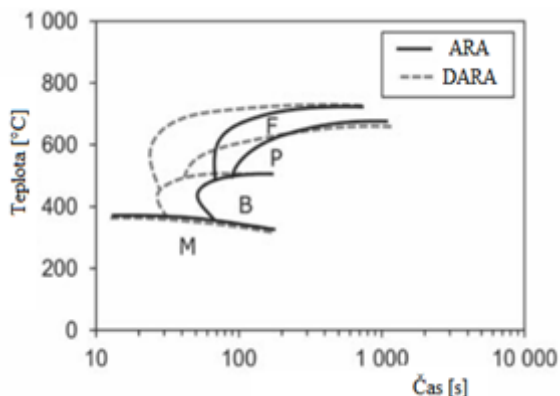
či menší míře urychleny, v závislosti na zkoumaném typu oceli. Obecně bývají křivky diagramu DARA posunuty doleva ke kratším časům, než je tomu u ARA diagramů (obr.11). Při dostatečné teplotě austenitizace dochází ke značnému urychlení rozpadu austenitu na ferit a perlit. V případě přeměny austenitu na martenzit dochází k nízkému poklesu teploty M_s , ovšem ne vždy musí být tato změna pozorována.

U nízkolegovaných, nízkouhlíkových ocelí dochází k nízkému vzrůstu transformační teploty feritu na perlit, společně s tím se zvyšuje nebo snižuje teplota B_s a B_f , v závislosti na druhu a obsahu legur, přičemž deformace do 30 % nijak zvlášť neovlivňuje bainitickou oblast.

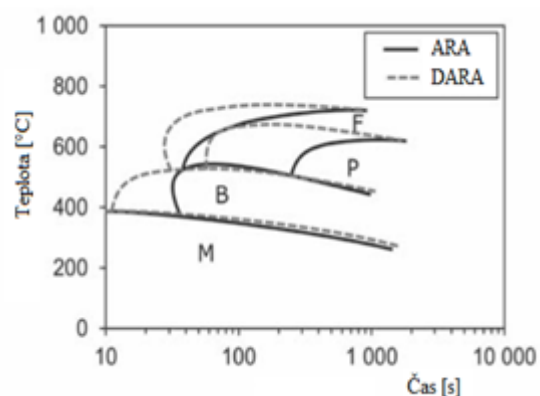
Vliv deformace na bainitickou oblast také souvisí s teplotou deformace a s teplotou izotermické výdrže. Při vyšších teplotách deformace, okolo 950 °C, se zpomaluje přeměna na dolní bainit, naopak v oblasti horního bainitu dochází k urychlení přeměny. Pokud deformace probíhá při teplotách nižších (650 °C) dochází ke tvorbě bainitu se specifickou morfologií a celkovému urychlení bainitické transformace [4-9].

V neposlední řadě nám deformace tlakem, se kterou dilatometry pracují, způsobuje její nerovnoměrné rozložení po průřezu zkoušeného vzorku. Ve středu vzorku, kde je deformace největší, dochází ke vzniku protažených feritických zrn, možný je také vznik acikulárního feritu [8].

Vliv deformace na vybrané druhy ocelí jsou zobrazeny na **obr.12** (ocel 32CrB4) a **obr.13** (ocel 20MnCrS5). Na obou diagramech je dobře čitelný zmíněný posun DARA diagramu ke kratším časům, oproti diagramům ARA.



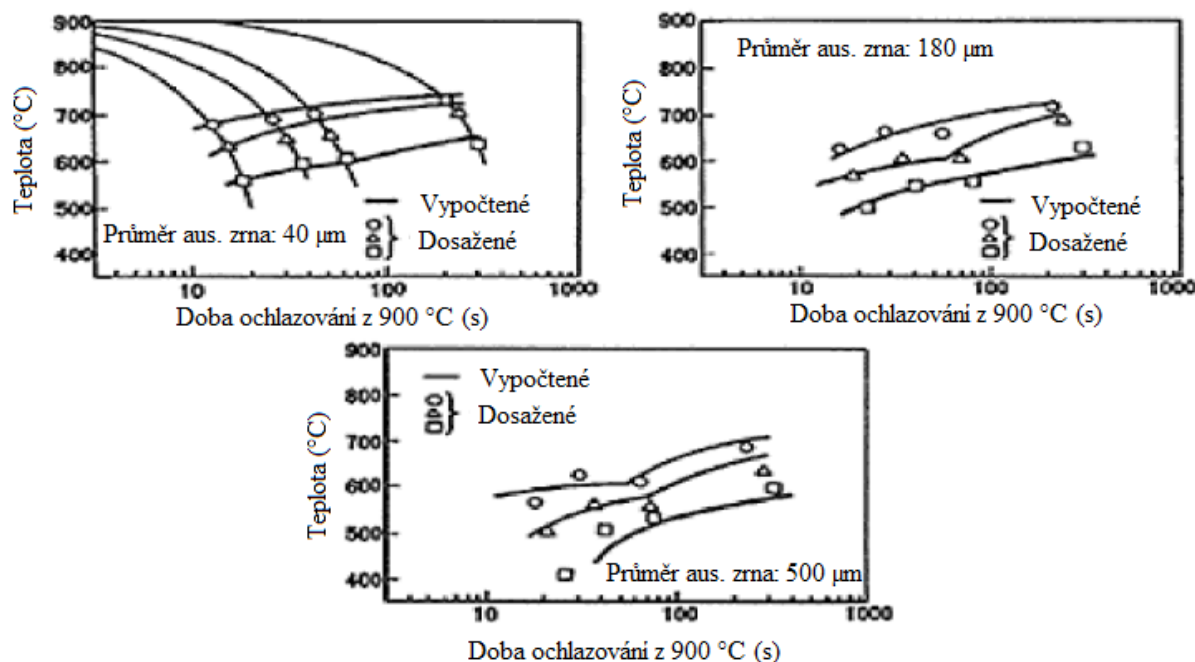
Obr.12 Vliv deformace na ARA diagram legované oceli 32CrB4, střední obsah uhlíku v oceli je 0,32 %, teplota austenitizace 850 °C [10]



Obr.13 Vliv deformace na ARA diagram legované oceli 20MnCrS5, střední obsah uhlíku v oceli je 0,19 %, teplota austenitizace 850 °C [10]

2.3.6. Vliv velikosti výchozího austenitického zrna na fázové přeměny

Velikost výchozího austenitického zrna je vedle teploty austenitizace a velikosti použité deformace jedna z klíčových veličin při fázových přeměnách. Obecně platí, že menší výchozí austenitické zrno vede ke vzniku jemnozrnnější struktury a naopak. Předpokládá se tedy, že pokud podrobíme dva vzorky, lišící se pouze ve velikosti austenitického zrna, zahřátí na teplotu austenitizace, popř. provedeme deformaci, a následně ochladíme shodnou rychlostí ochlazování, bude mít vzorek s menší velikostí výchozího austenitického zrna strukturu jemnější, než je tomu u vzorku s hrubším výchozím zrnem. Hrubé výchozí austenitické zrno u podeutektoidních ocelí také snižuje teploty fázových přeměn. Při porovnání velikosti výchozích zrn 40 a 180 μm , dle **obr.14**, je zde mezi přeměnami rozdíl v řádech desítek °C. V případě srovnání výchozího zrna velikosti 180 a 500 μm pak tento rozdíl činí okolo 100 °C [11].



Obr.14 Vliv velikosti výchozího austenitického zrna na teploty fázových přeměn [11]

Malé výchozí austenitické zrno urychluje kinetiku přeměny jak perlitu, tak feritu. Pokud srovnáme izotermickou transformaci austenitu na perlit při výchozích austenitických zrnech velikosti 5 a 120 μm, při teplotě 660 °C, můžeme sledovat dvě různé výsledné struktury. Při větším zrně austenitu, tedy 120 μm, dochází přednostně k vylučování perlitu. Výsledná fáze se skládá zhruba z 90 % perlitu a 10 % feritu. S větším zrnem souvisí delší čas celé přeměny, který je ve srovnání s rychlostí přeměny v případě výchozího austenitického zrna o velikosti 5 μm vyšší o více než půl minuty. U výchozího zrna velikosti 5 μm je obsah perlitu o 30 % nižší než v předchozím případě. Můžeme tedy říci, že čím větší je výchozí austenitické zrno, tím vyšší je podíl perlitu ve výsledné struktuře [12].

3. Cíle práce

Předmětem této bakalářské práce bylo experimentální ověření a studium vlivu termomechanických parametrů na kinetiku rozpadu austenitu. Pro účely experimentu byla vybrána nízkouhlíková ocel C10 a to ve dvou strukturních stavech – litý a protvářený. Pro doplnění experimentu byla navíc pomocí speciálního teplotního režimu vypěstována extrémně zhrblá struktura a následně byly všechny tři stavy porovnány mezi sebou.

Experiment byl uskutečněn ve dvou fázích vždy s cílem o konstrukci deformačně ovlivněných transformačních diagramů typu ARA.

V první fázi byly diagramy konstruovány na základě dilatometrických testů v kombinaci s metalografickými analýzami a měřením tvrdosti. Dilatometrické testy byly realizovány s využitím opto-dilatometrického modulu plastometru Gleeble 3800, jež je instalován na VŠB-TU Ostrava; FMMI – RMTVC. V této fázi byla věnována větší pozornost i hodnocení mikrostruktury a to především z hlediska detekce strukturních složek a velikosti zrn.

V druhé fázi byly pro podmínky litého a protvářeného stavu provedeny simulace ve specializovaném softwaru QTSteel 3.2, který patří mezi stěžejní produkty firmy ITA, spol. s r.o. Všechny typy získaných transformačních diagramů byly následně porovnány mezi sebou.

4. Experimentální část

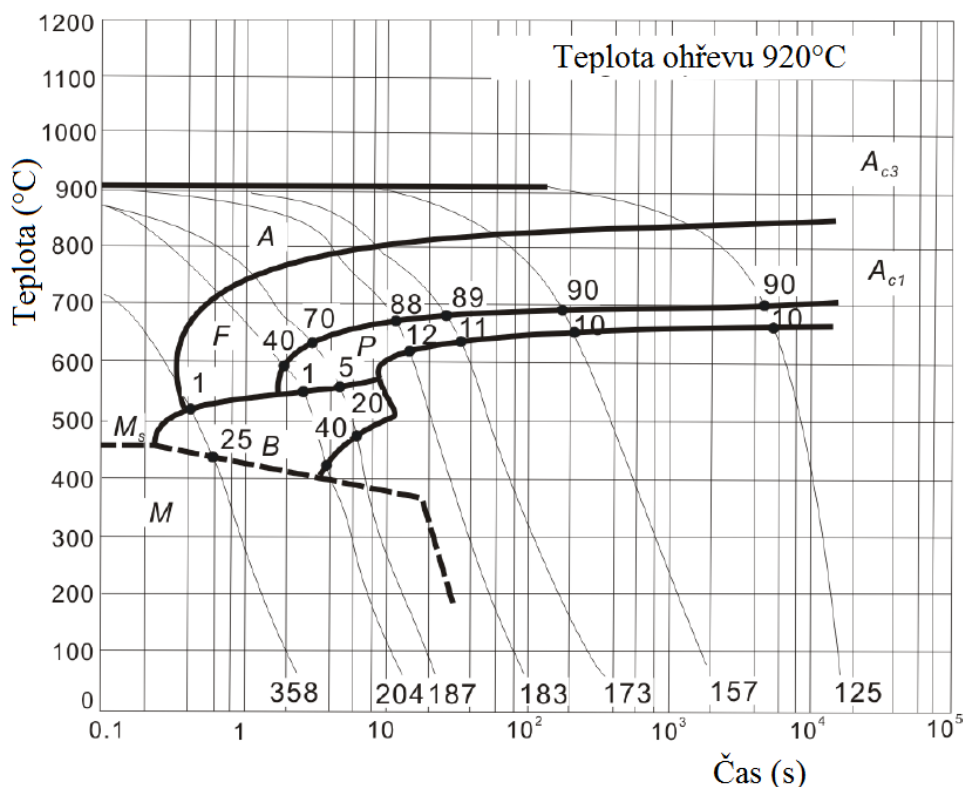
4.1. Charakteristika zkoumaného materiálu

Ke stanovení vlivu výchozí struktury, parametru austenitizace a deformace na fázové přeměny při ochlazování bylo použito nízkouhlíkové oceli C10 o chemickém složení – viz. **tab.1**. Materiál byl dodán firmou Třinecké železářny, a.s. ve formě tyčí o průměru 20 mm v případě tvářené struktury a ve formě kontislitků v případě lité struktury. Z těch byly poté obráběním zhotoveny tyčinky o délce 86 mm a průměru 6 mm, aby bylo možno posouzení vlivu velikosti zrna na celkový průběh austenitizace a výslednou strukturu. Výchozí velikost austenitických zrn (po dodání z TŽ) byla pro tvářený stav 22 μm (G=8) a pro stav litý 62 μm (G=5) [13].

Tento druh oceli je určen především pro cementování, má malou kalitelnost a reprodukovatelnost kvality. Používá se převážně v automobilovém průmyslu. Struktura oceli C10 (ekvivalent dle ČSN 120 10 [14]) je tvořena feritem a perlitem, přičemž procentuální zastoupení feritu je přibližně 90 %, perlit potom okolo 10 %. Ovšem ne ve všech případech dochází ke vzniku čistě perliticko-feritické struktury, záleží na výchozím stavu, teplotě austenitizace a rychlosti ochlazování. ARA diagram oceli C10 je na **obr.15** [15,16]

Tab.1 Chemické složení oceli C10 [15]

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
0,07-0,14	0,35-0,65	0,17-0,36	$\leq 0,25$	$\leq 0,04$	$\leq 0,15$	$\leq 0,25$



Obr.15 ARA diagram oceli C10, pro teplotu austenitizace 920 °C
s hodnotami tvrdosti dle Brinella u jednotlivých křivek ochlazování [15]

4.2. Experimentální zařízení

4.2.1. Plastometr Gleeble 3800

Plastometr Gleeble 3800 (**obr.16**) je plně integrovaný teplotně-mechanický testovací systém



Obr.16 Plastometr Gleeble 3800 [17]

s uzavřenou (zpětnovazebnou) řídicí smyčkou vyrobený americkou firmou Dynamic Systems Inc. Plastometr pracuje s odporovým ohřevem, kterým je možno dosáhnout rychlosti ohřevu až $10\,000\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$, maximální teplota vzorku je 1700 °C . Teplota je zde měřena termočlánky, které se na zkušební vzorky přivařují, mohou jich být až čtyři páry a měří teplotu s frekvencí max. 50 kHz.

Ochlazování vzorků lze volit ze tří druhů. Volné ochlazování s odvodem tepla skrz měděné čelisti, do kterých je vzorek uchycen s maximální rychlostí ochlazování řádově $10^2 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, dále je možné chlazení vzduchovými tryskami nebo kalením vodou, kde jsou rychlosti řádově až $10^3 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ [17,18].

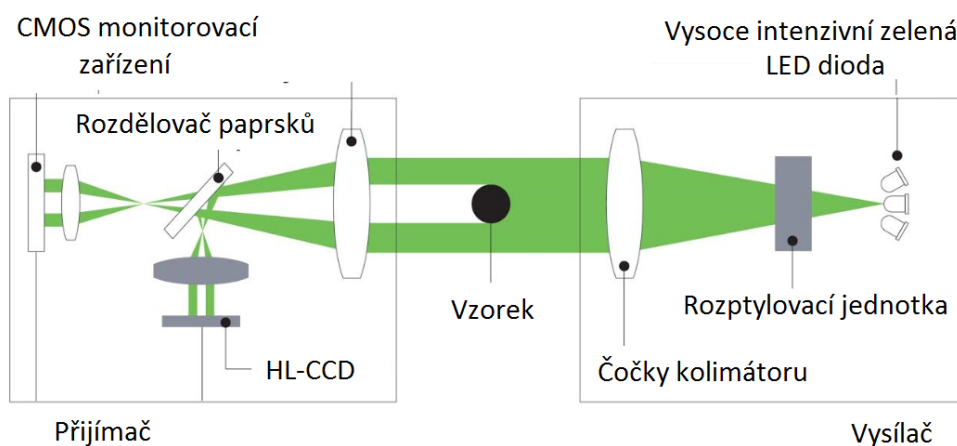
4.2.2. Optický dilatometrický modul

Pro sledování fázových transformací a sestavování rozpadových diagramů se používá dilatometrického modulu (**obr.17**) plastometru Gleeble 3800, který spolupracuje s vyhodnocovacím poloautomatickým CCT softwarem. Ten pracuje na platformě softwaru ORIGIN, který ihned zpracovává získaná data, vyhodnotí je a následně je možno vytvořit graf.



Obr.17 Detail zobrazovacího panelu dilatometru [19]

Jedná se o bezkontaktní optický dilatometr. Bezkontaktnost činí experimenty velice přesné a efektivní. Velikost deformace se předem nadefinuje do ovládacího systému plastometru a dilatometr všechna data zaznamená a po ochlazení sestrojí DCCT diagramy. Při tomto druhu testu je maximální teplota $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ a maximální rychlost ochlazování vzorku až $100 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Dilataci vzorku při ohřevu a ochlazování měří s přesností na $0,01 \mu\text{m}$. Zařízení se skládá z vysílače, přijímače a zobrazovacího panelu. Dilatace je zde snímána pomocí zeleného LED paprsku. Schéma bezkontaktního optického dilatometru je na **obr.18** [17,18,19,20].



Obr.18 Schéma bezkontaktního optického dilatometru s technologií zelené LED diody [20]

4.2.3. Software QTSteel 3.2

Tento software slouží k numerickým simulacím, výpočtu strukturních podílů a mechanických vlastností ocelí po jejich tepelném zpracování.

Program umožňuje:

- Rychlé sestavování rozpadových diagramů ocelí o požadovaném chemickém složení, s možností aplikace deformace a volby velikosti austenitického zrna.
- Výpočet křivek ochlazování pro složitá tělesa (tyče kruhových a čtvercových průřezů, válce, prstence, trubky).
- Orientační výpočet obsahu strukturních složek (% feritu, perlitu, bainitu a martenzitu), dále výpočet mechanických vlastností (tvrdost dle Vickerse, Brinella, mez kluzu a mez pevnosti v tahu) po kalení a následném žíhání/popouštění.
- Orientační výpočet mechanických vlastností po kalení v určitých hloubkách pod povrchem tepelně zpracovaného tělesa.

Program podporuje pouze vybrané skupiny ocelí a to: uhlíkové středně legované, nízkouhlíkové mikrolegované, nízkolegované nástrojové a ultra nízkouhlíkové oceli [21].

4.3. Popis experimentu

Experiment se skládal ze tří částí – dilatometrických testů, metalografické analýzy a měření tvrdosti (doplňkově byla provedena simulace v QTSteel). Cílem těchto experimentů bylo zjistit vliv výchozí struktury na strukturu výslednou, přesněji tedy, jaké rozdíly vzniknou mezi tvářenou a litou strukturou při jejich zahřátí na shodnou teplotu austenitizace a následném ochlazení.

První část experimentu byla provedena na bezkontaktním optickém dilatometru s technologií green LED (zelená LED dioda), který je součástí plastometru Gleeble 3800, nacházejícího se v regionálním materiálově-technologickém výzkumném centru na Fakultě metalurgie a materiálového inženýrství na VŠB – Technické univerzitě Ostrava. Zde byl materiál zahříván na teplotu austenitizace 920 °C, následně byla provedena deformace a vzorek ochlazován předem zvolenými rychlostmi v rozmezí 0,4 až 50 °C·s⁻¹. Druhá část experimentu byla provedena v metalografických laboratořích, kde se po naleptání hranic zrn zkoumala výsledná struktura vybraných vzorků a následně se počítala velikost zrn každé ze struktur. Poslední část experimentu se prováděla na tvrdoměru v laboratořích na měření tvrdosti, kde se měřila tvrdost dle Brinella. Doplňkově byla provedena numerická simulace výpočtu DCCT diagramu zkoumané oceli pomocí specializovaného softwaru QTSteel 3.2.

4.3.1. Dilatometrické testy

Tyto testy byly provedeny pro výchozí litý i tvářený stav. Na zkušební vzorky byly přivařeny dva termočlánky a vzorek umístěn do měděných čelistí dilatometrického modulu tak, aby na snímači nebyly vidět termočlánky a neovlivnily tak výsledky měření. Po řádném zkontrolování aparatury se odčerpál vzduch za vzniku podtlaku blízkého vakua. Poté se začal vzorek v daném místě odporově zahřívat rychlostí $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ na teplotu austenitizace $920\text{ }^{\circ}\text{C}$, na kterou navazovala výdrž 120 sekund a ihned poté byla provedena skutečná logaritmická deformace jednoosým tlakem $e = 0,35$, při rychlosti deformace 1 s^{-1} . Poté se začal vzorek ochlazovat předem zvolenou rychlostí. Byly použity rychlosti od $0,4$ do $50\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Po ochlazení na $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ došlo k vyrovnání tlaku uvnitř podtlakové komory, byly odstřiženy termočlánky a vzorky následně podrobeny metalografické analýze. Navíc pro protvářenou strukturu byl experiment doplněn další sadou testů. Byly vybrány tři kvantitativně odlišné rychlosti ochlazování ($0,4$; 4 a $35\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) a pro tyto vzorky byla vynaložena snaha o vypěstování extrémně zhrublé struktury. Tyto vzorky byly vystaveny dvoustupňovému teplotnímu režimu, který se skládal z ohřevu na teplotu $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ rychlostí $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, výdrží 180 s, ochlazením na teplotu deformace $920\text{ }^{\circ}\text{C}$ rychlostí $5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ a vyrovnávací výdrží na této teplotě po dobu 10 s, následně byla provedená deformace o shodných parametrech jako v předchozích případech a ochlazování rychlostmi $0,4$; 4 a $35\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Parametry průběhu experimentu jsou zaznamenány v **tab.2** pro litý stav, **tab.3** pro tvářený stav a **tab.4** pro vzorky dvoustupňového teplotního režimu. Pro lepší názornost také zpracovány do schématu, **obr.19** pro dvoustupňový teplotní režim, **obr.20** pro protvářený a litý stav.

Po ukončení experimentu byly výsledky z dilatometru odeslány do vyhodnocovacího softwaru a z výsledných grafů závislosti teploty na dilataci byly určeny teploty ferit start, perlit start a perlit finish. Souřadnice těchto bodů se staly výchozími pro sestavení grafů závislosti teploty na čase pro jednotlivé strukturní stavy (DARA diagramy).

Tab.2 Parametry ohřevu, deformace a rychlost ochlazování pro litý stav

Materiál: Ocel C10, litý stav				Rozměry vzorků: ø6x86 mm				
Typ dilatometru: Optický bezkontaktní								
Označ. vzorku	Ohřev			Deformace				Ochla zování
	Teplota ohřevu [°C]	Rychl. ohřevu [°C·s ⁻¹]	Výdrž [s]	Teplota deform. [°C]	Skutečná defrom. [-]	Δh [mm]	Rychl. deform. [s ⁻¹]	Rychl. ochlaz. [°C·s ⁻¹]
L1	920	10	120	920	0,35	3	1	1
L2								10
L3								4
L4								20
L5								2
L6								35
L7								0,4
L8								50

Tab.3 Parametry ohřevu, deformace a rychlost ochlazování pro protvářený stav

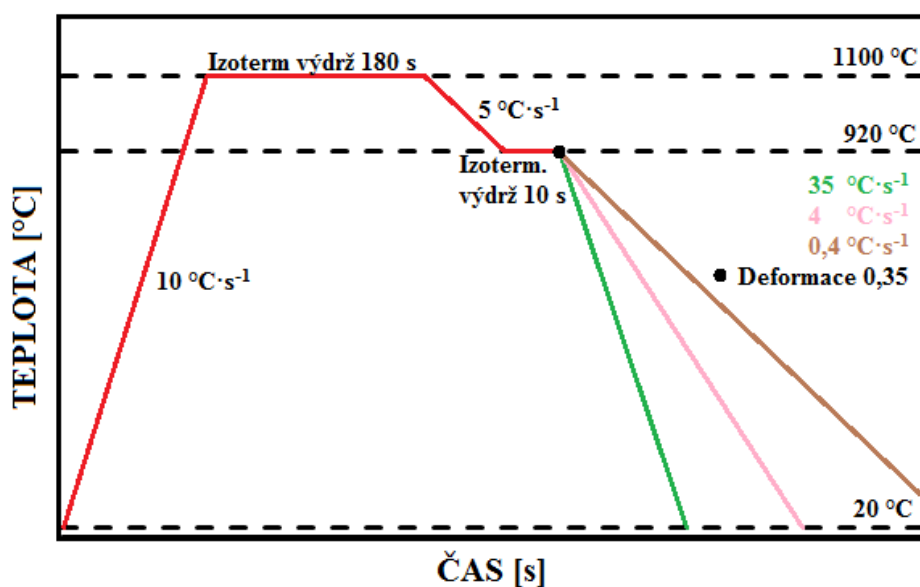
Materiál: Ocel C10, tvářený stav				Rozměry vzorků: ø6x86 mm				
Typ dilatometru: Optický bezkontaktní								
Označ. vzorku	Ohřev			Deformace				Ochla zování
	Teplota ohřevu [°C]	Rychl. ohřevu [°C·s ⁻¹]	Výdrž [s]	Teplota deform. [°C]	Skutečná defrom. [-]	Δh [mm]	Rychl. deform. [s ⁻¹]	Rychl. ochlaz. [°C·s ⁻¹]
P1	920	10	120	920	0,35	3	1	1
P2								10
P4								35
P5								20
P6								4
P7								50
P8								0.4

Tab.4 a) Parametry ohřevu a deformace pro tvářený stav s dvoustupňovým ohřevem

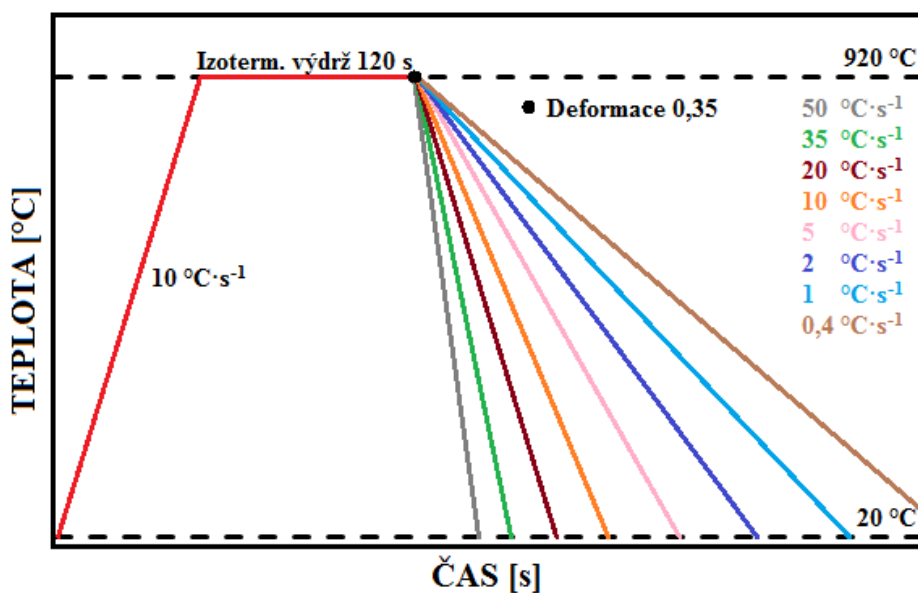
Materiál: Ocel C10, tvářený stav, dvoust. ohřev					Rozměry vzorků: ø6x86 mm		
Typ dilatometru: Optický bezkontaktní							
Označ. vzorku	Ohřev			Ohřev (druhý stupeň)			
	Teplota ohřevu [°C]	Rychl. ohřevu [°C·s ⁻¹]	Výdrž [s]	Teplota deform. [°C]	Rychl. ochlaz. [°C·s ⁻¹]	Výdrž [s]	
P9	1100	10	180	920	5	10	
P10							
P11							

Tab.4 b) Parametry deformace a rychlost ochlazování pro tvářený stav s dvoustupňovým ohřevem.

Označ. vzorku	Deformace			Ochlazování
	Skutečná deformace [-]	Δh [mm]	Rychlost deformace [s^{-1}]	Teplota ochlazování [$^{\circ}C \cdot s^{-1}$]
P9	0,35	3	1	35
P10				0,4
P11				4



Obr.19 Schématické znázornění průběhu experimentu dilatometrie pro dvoustupňový fázový ohřev protvářené struktury



Obr.20 Schématické znázornění průběhu experimentu dilatometrie pro litý a protvářený stav

4.3.2. Metalografická analýza

Tato část experimentu proběhla v metalografických laboratořích. Této analýze se podrobilo 6 vybraných vzorků. Pro tuto analýzu byly vybrány vzorky všech tří strukturních stavů (litý, tvářený a tvářený s dvoustupňovým teplotním režimem) pro rychlosti ochlazování 0,4 a 35 °C·s⁻¹ z důvodu demonstrace strukturních rozdílů. Tyto vzorky byly naděleny a zabakelitovány. Poté byly postupně broušeny na osmi po sobě jdoucích brusných papírech od nejdrsnějšího po nejjemnější a následně byly leštěny na leštícím zařízení, kde se přidával roztok oxidu hlinitého. Poté se přešlo k naleptání a k vyvolání struktury. Pro každou strukturu byly prostřednictvím mikroskopu vyfotografovány dva snímky, a to pro zvětšení 200x a 1000x.

4.3.3 Určení velikosti zrn

K určení velikosti zrn na snímcích z metalografické analýzy bylo použito metody dle Ministra. Metoda spočívá ve vytvoření kružnice o průměru D na snímku struktury a následném spočtení kružnicí protátných zrn n_2 . Počet zrn připadajících na 1 mm² se poté vypočte dle vztahu (3). Vypočtený počet zrn m se dále převádí dle tabulek na velikost zrna G dle normy ČSN 420462 [22,23].

$$m = \left(\frac{g \cdot n_2}{3,5 \cdot D} \right)^2 \quad (3)$$

m = Počet zrn v 1 mm²

g = Zvětšení mikroskopu

n_2 = Počet kružnicí protátných zrn

D = Průměr kružnice v mm

4.3.4. Zkouška tvrdosti dle Brinella

Měření tvrdosti bylo provedeno na tvrdoměru využívajícího kuličky z tvrdokovu o průměru 2,5 mm. Bylo zvoleno zatížení 187,5 kg, v přepočtu 1839 N. Tvrdost byla měřena pro 6 vybraných vzorků, které prošly metalografickou analýzou (vzorky L6, L7, P4, P8, P9, P10). Na každém vzorku byla tvrdost měřena celkem třikrát, přičemž každý vytvořený vryp byl měřen dvakrát s pootočením o 90° pro přesnější výsledky.

Měření tvrdosti dle Brinella se řadí mezi statické zkoušky tvrdosti materiálů spolu s dalšími známými statickými zkouškami jako je tvrdost dle Vickerse nebo Rockwella. Detailní způsob jejího provedení je popsán a ustanoven normou ČSN EN ISO 6506-1 [24]. Zkouška probíhá vtlačováním zkušební tělesa (indentoru) kulového tvaru do zkoumaného

materiálu a následné změření průměru vzniklého vtisku pomocí mikroskopu. Indentor je vyroben buď z kalené oceli, což se používá pro měkké oceli, výsledná tvrdost pak nese označení *HBS* nebo ze slinutých karbidů (popř. tvrdokovu), v takovém případě je označení *HBW*. Tvrdost dle Brinella lze vypočítat z rovnice (4) [22,25].

$$H_B = \frac{0,102 \cdot 2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (4)$$

H_B = Tvrdost dle Brinella (Brinell hardness)

F = Síla působící na indentor (N)

D = Průměr kuličky (mm)

d = Průměr vtisknuté plochy (mm)

4.3.5. Simulace v QTSteel 3.2

Program QTSteel byl použit pro sestavení DARA diagramů, při simulaci shodných podmínek, které byly použity při dilatometrických testech. Bylo zadáno chemické složení odpovídající chemickému složení oceli C10, velikost austenitického zrna, velikost deformace, její rychlost, izotermická výdrž a rychlost ochlazování. Po zadání všech těchto hodnot byl proveden výpočet a s následným vytvořením DARA diagramu, dále byly vypočteny hodnoty tvrdosti dle Brinella, meze pevnosti a meze kluzu pro jednotlivé křivky ochlazování. DARA diagramy a hodnoty tvrdosti dle Brinella byly následně srovnávány výsledky experimentu.

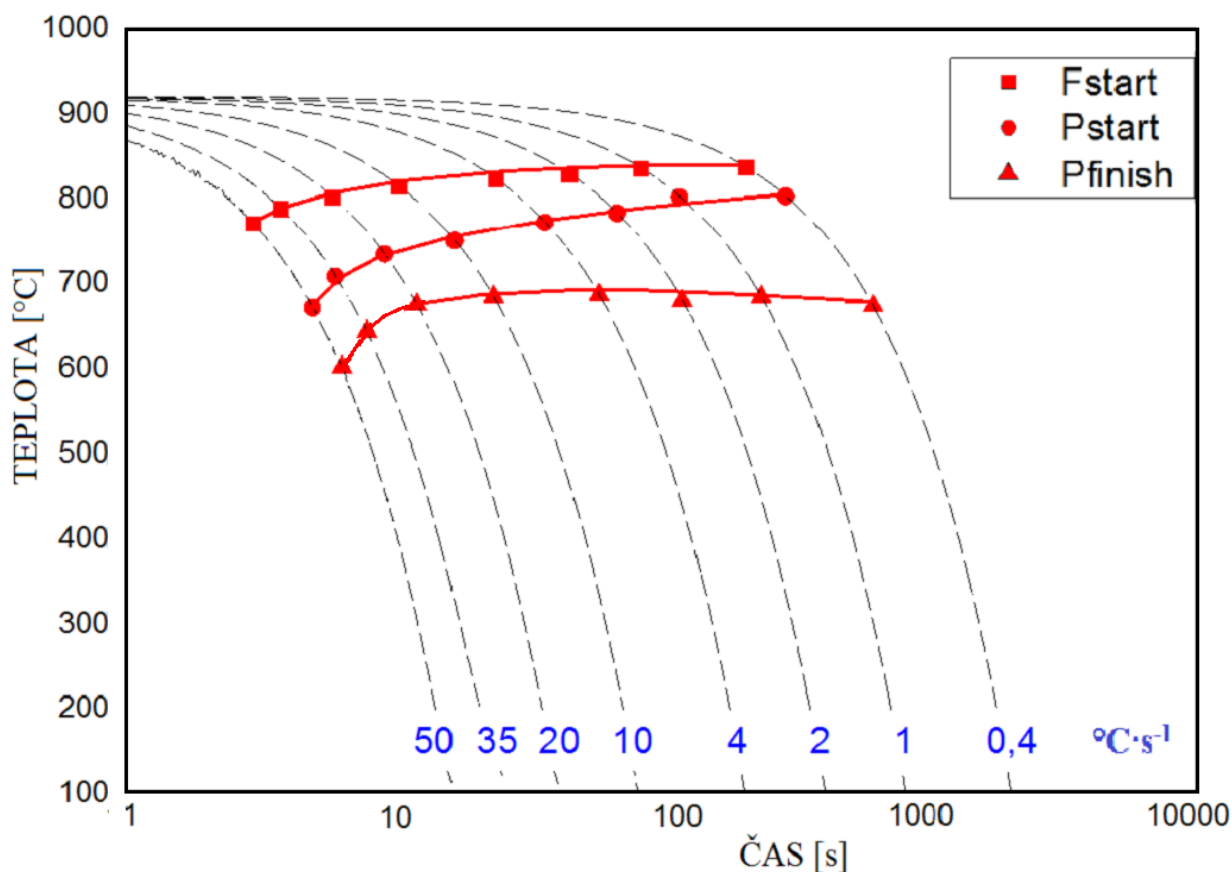
5. Diskuze výsledků

5.1. Výsledky dilatometrických testů

Cílem těchto testů je sestrojení grafů anizotermického rozpadu austenitu po předchozí deformaci (DARA), resp. jejich části s oblastmi tvorby feritu a perlitu v oceli C10. Z výchozích grafů, které byly vytvořeny na základě dilatometrických křivek byly určeny potřebné hodnoty teplot pro začátky a konce fázových přeměn, konkrétně F_s , P_s a P_F , a z nich následně sestrojeny výsledné DARA diagramy. Testy prokázaly, že ve zvoleném rozsahu rychlostí ochlazování dochází u oceli C10 pouze k tvorbě feritu a perlitu a to ve všech případech výchozí struktury. Pro popis oblastí vzniku základních fází (bainit, martenzit) pro tuto ocel by bylo zapotřebí volit daleko vyšší rychlosti ochlazování. Takto sestrojené transformační diagramy byly navíc porovnány s grafy ze softwaru QTSteel.

5.1.1. Litý stav

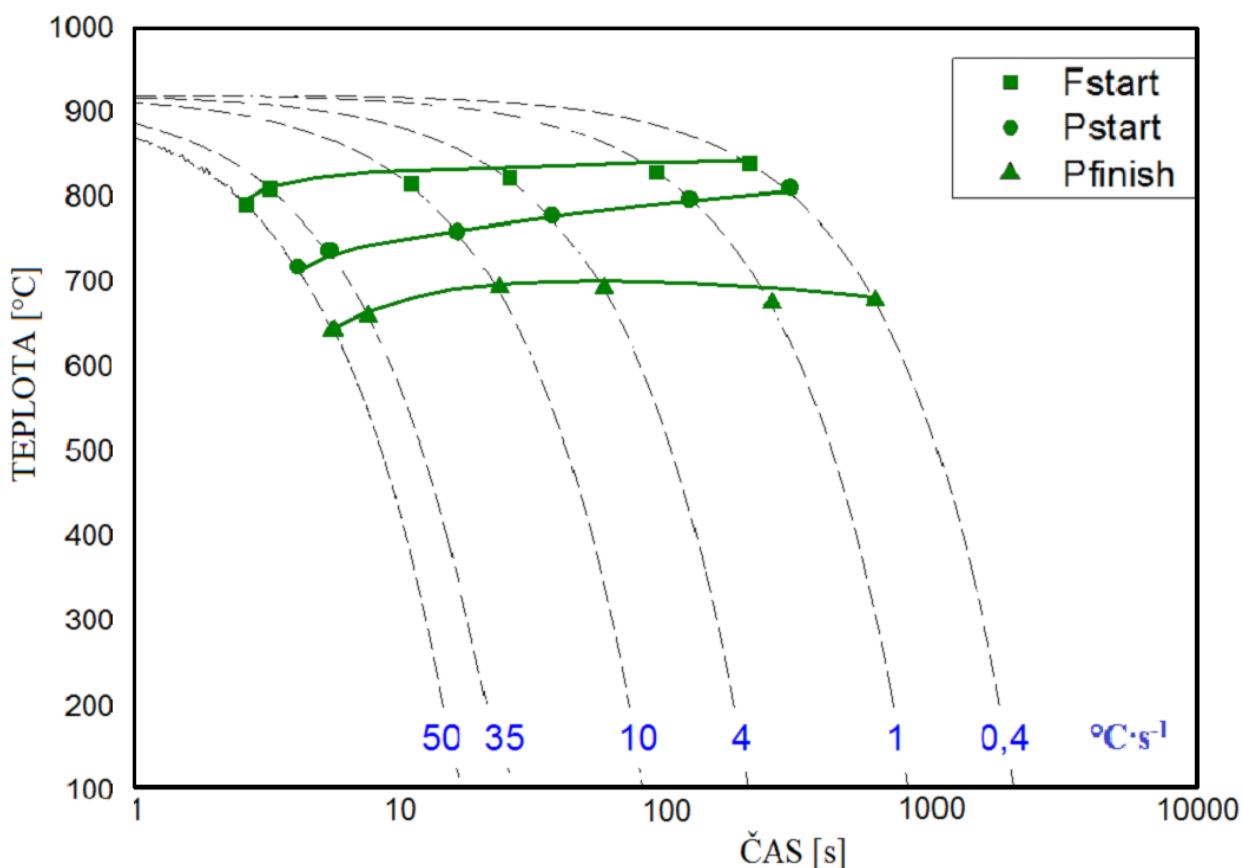
Křivky pro litý stav, vyznačující se hrubším zrnem, než má stav protvářený, se vyskytují, co do teplot jednotlivých přeměn, na teplotách nižších, než je tomu u stavu protvářeného. Tato skutečnost je způsobena hrubším zrnem, které způsobuje posun transformačních křivek k nižším teplotám. Na **obr.21** je viditelné, že se snižující se rychlostí ochlazování dochází k zužování feritické oblasti a naopak k rozšiřování oblasti perlitické. Křivka F_s je v rozmezí rychlostí ochlazování $50-0,4 \text{ } ^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ rostoucí a při dalším snižování rychlosti ochlazování už se nepředpokládá výrazný růst této křivky, spíše její uchýlení se ke konstantní teplotě. Naopak při zvyšování ochlazovacích rychlostí by měla křivka dále klesat až do uzavření feritické oblasti. Křivka P_s je mezi rychlostmi ochlazování 50 až $20 \text{ } ^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ značně rostoucí. Od rychlosti $20 \text{ } ^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ je její růst pozvolný a blíží se křivce F_s . Křivka P_F je jediná, která má jak rostoucí, tak klesající průběh. Maxima dosahuje při rychlosti $4 \text{ } ^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ (ovšem při zvolení menších rozdílů mezi rychlostmi ochlazování by bylo dosaženo přesnější hodnoty) a od této hodnoty dále klesá, čímž rozšiřuje perlitickou oblast.



Obr.21 DARA diagram pro litý stav s křivkami trendu pro jednotlivé přeměny

5.1.2. Tvářený stav

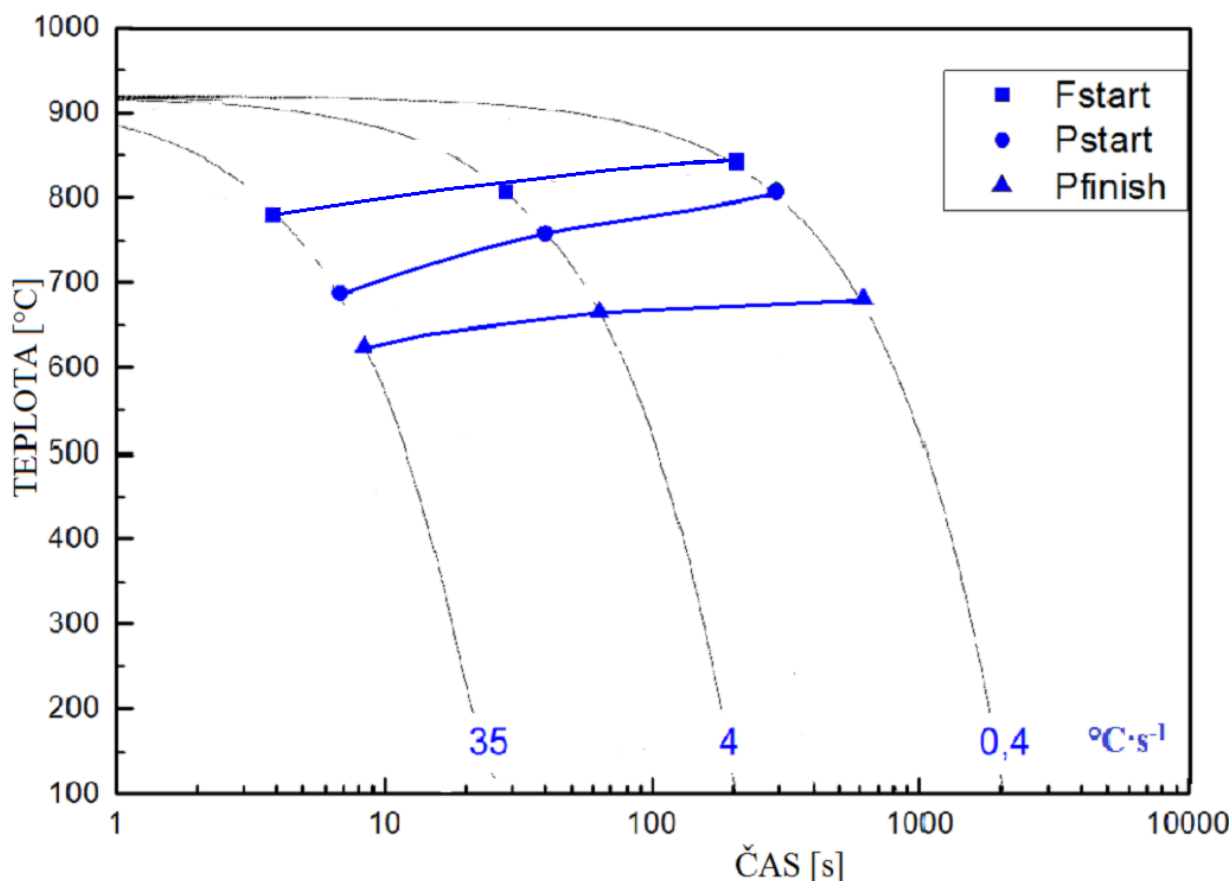
Díky jemnější struktuře se křivky pro tvářený stav vyskytují na vyšších teplotách, než křivky stavu litého, to znamená, že jsou i posunuty více doleva ke kratším časům. I zde (**obr.22**) můžeme sledovat zužování feritické oblasti a rozšiřování perlitické oblasti s klesající rychlostí ochlazování. Křivka F_s je více rostoucí s klesající rychlostí ochlazování, než křivka F_s litého stavu, která se s klesající rychlostí ochlazování ubírá spíše konstantním směrem. Vzhledem k nárůstu teploty mezi rychlostmi 1 a $0,4 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$ nemůžeme předpovědět, jak se bude křivka chovat při použití nižších rychlostí ochlazování, ovšem při použití vyšších rychlostí se přepokládá klesání teploty až do uzavření feritické oblasti. Křivka P_s nemá tak značný růst teploty jako u litého stavu, ale od rychlosti ochlazování $10 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$ mají téměř shodný průběh. Křivka P_F není rostoucí v celém rozsahu, jako křivky předchozí. Dosahuje maxima při rychlosti ochlazování $10 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$ a dále klesá. Nepatrný vzrůst teploty můžeme sledovat mezi rychlostmi 1 a $0,4 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$, což může být způsobeno absencí nižších rychlostí ochlazování. Ty by buď potvrdily další nárůst teploty nebo by z bodu na křivce ochlazování $0,4 \text{ °C} \cdot \text{s}^{-1}$ udělaly pouhou odchylku od dalšího poklesu teploty.



Obr.22 DARA diagram pro tvářený stav s křivkami trendu pro jednotlivé přeměny

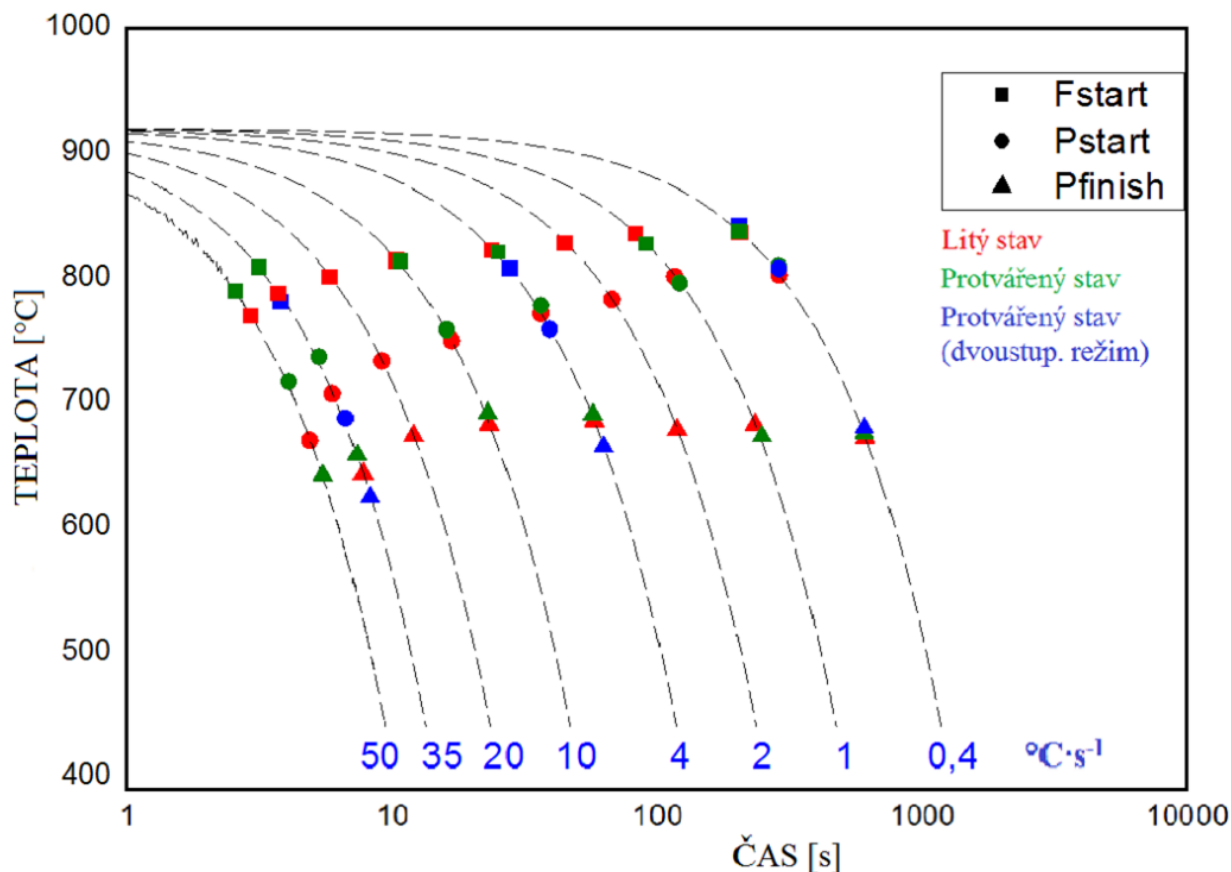
5.1.3. Tvářený stav, dvoustupňový teplotní režim

Křivky tohoto strukturního stavu jsou posunuty k nižším teplotám, s výjimkou konce křivky (okolo rychlosti ochlazování $0,4\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$) a k delším časům, než křivky pro litý a tvářený stav, což je způsobeno hrubším zrnem, které vzniklo vyšší teplotou austenitizace (1100 °C), než předchozí dva stavy. Křivky tohoto stavu jsou na **obr.23** a jejich průběhy jsou poměrně plynulé. Všechny křivky jsou rostoucí v celém rozsahu, včetně křivky P_F , která byla u stavu litého i tvářeného nemonotónní. Se zvyšující se rychlostí ochlazování můžeme vidět rozšiřování feritické oblasti a naopak zužování perlitické oblasti. Při poklesu rychlosti ochlazování je tomu naopak. Dle tvaru křivky F_S můžeme předpokládat uzavření oblasti feritu až při velice vysokých rychlostech ochlazování, ve srovnání s předchozími grafy.



Obr.23 DARA diagram pro tvářený stav s dvoustupňovým teplotním režimem s křivkami trendu pro jednotlivé přeměny

Na **obr.24** je znázorněn shrnující DARA diagram oceli C10 sestavený na základě dilatometrických testů pro 3 různé výchozí strukturní stavy. Můžeme zde přehledně sledovat rozdílné trendy mezi jednotlivými stavy. Z grafu vyplývá, že přeměny výchozího protvářeného stavu probíhají převážně za vyšších teplot, než je tomu u litého stavu. Tato skutečnost je jednoznačně způsobena tím, že čím hrubší je výchozí struktura, tím nižší jsou teploty fázových přeměn, a tím dochází i k posunu ke kratším časům. Jediná odchylka od toho tvrzení se vyskytuje při rychlosti ochlazování $1\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$, kdy probíhají přeměny za vyšší teploty u stavu litého. Pro výsledky vzorků vystavené dvoustupňovému teplotnímu režimu platí, že při vyšších rychlostech ochlazování jsou teploty jejich fázových přeměn nižší, než u litého i protvářeného stavu. To ovšem neplatí při nejnižší použité rychlosti ochlazování ($0,4\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$), kdy jsou tyto teploty jak nad litým, tak nad protvářeným stavem. Dvoustupňový ohřev byl použit za účelem vypěstovat největší zrna, s čímž souvisí snižování teplot transformačních křivek se zvyšující se rychlostí ochlazování. U nižších rychlostí už tomu tak být nemusí, proto se při rychlosti ochlazování $0,4\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ nachází body tohoto stavu nad litým a protvářeným.



Obr.24 DARA diagram pro všechny strukturní stavy

5.2. Vyhodnocení struktur metalografické analýzy

Klíčové parametry pro hodnocení výsledných struktur byla velikost zrn, která se počítala metodou dle Ministra, dále pak jejich rozměrová homogenita, popř. rovnoměrnost rozložení perlitických bloků.

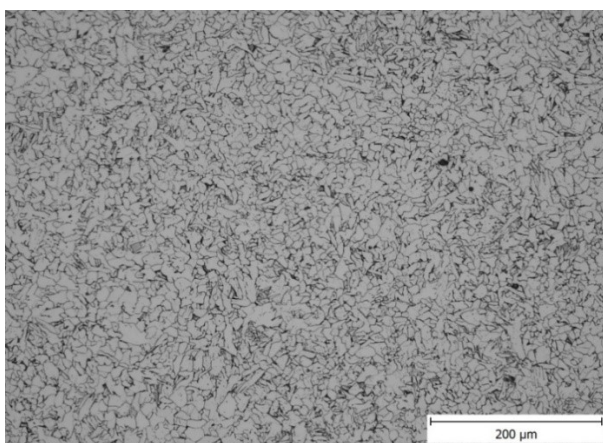
5.2.1. Litý stav

Vzorek L6

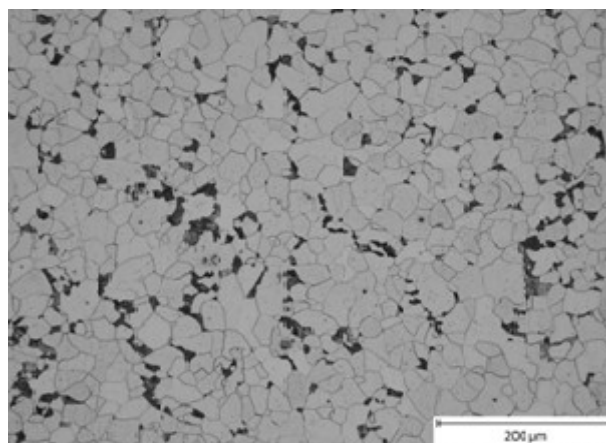
Tato struktura (**obr.25**) byla vytvořena ochlazováním hrubozrnné lité struktury rychlostí ochlazování $35\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$. Vzniklá struktura je velice jemnozrnná s průměrnou velikostí zrna v rozmezí $10\text{--}20\text{ }\mu\text{m}$ (číslo velikosti zrna $G = 9$) a je tvořena převážně feritem, s občasně se vyskytujícím blokem perlitu. Vzniklá zrna jsou co do své velikosti nehomogenní právě proto, že výchozí struktura byla litá, tedy nebyla homogenizovaná dalším teplotním režimem v kombinaci s tvářením nebo následným tepelným zpracováním. Některá feritická zrna mají značně acikulární tvar.

Vzorek L7

Struktura vzorku L7 (**obr.26**), která vznikla ochlazováním lité struktury rychlostí $0,4\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ je tvořena podstatně většími zrny než struktura vzorku L6. Můžeme zde sledovat jistou závislost mezi rychlostí ochlazování a velikostí vzniklých zrn, a to že čím vyšší je rychlost ochlazování, tím jemnější zrna vznikají. V této struktuře mají zrna feritu velikost v rozmezí $25\text{--}40\text{ }\mu\text{m}$ ($G = 7$), ovšem ani zde není eliminován vznik zrn o dost větších ale i menších, což značí, že velikost zrn není homogenní. Je zde mnohem větší zastoupení perlitických bloků, než v lité struktuře ochlazované rychlostí $35\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Velikost bloků perlitu je $15\text{ }\mu\text{m}$ a je také nerovnoměrně rozložen.



Obr.25 Vzorek L6, litý stav, rychlost ochlazování $35\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



Obr.26 Vzorek L7, litý stav, rychlost ochlazování $0,4\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

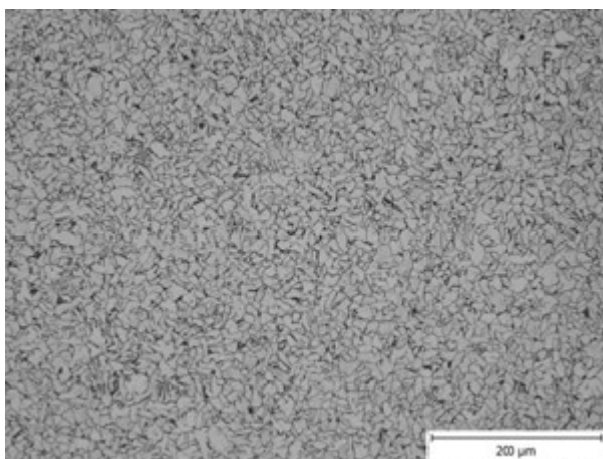
5.2.2. Tvářený stav

Vzorek P4

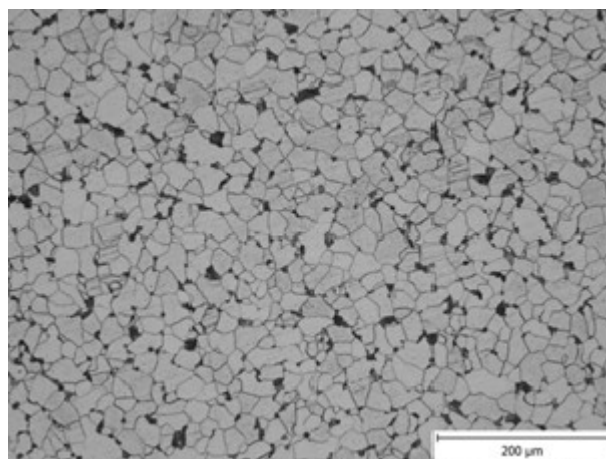
Tato struktura vznikla ochlazováním vzorku z protvářené struktury, který byl ochlazován rychlostí $35\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Výchozí struktura tvářené oceli je jemnozrnnější, než struktura oceli v litém stavu, proto je zde jistý předpoklad, že výsledná struktura tohoto vzorku bude jemnější, než struktura v litém stavu ochlazována stejnou rychlostí. Výsledná struktura tohoto vzorku je převážně feritická s malým zastoupením perlitických bloků. Průměrná velikost zrn feritu se pohybuje v rozmezí $5\text{--}20\text{ }\mu\text{m}$ ($G = 10$). Co se velikosti týče, jsou zrna v celkovém měřítku více homogenní, než je tomu u vzorku L6 se shodnou rychlostí ochlazování. Velikost perlitických bloků je vysoce homogenní a jejich velikost se pohybuje okolo $5\text{ }\mu\text{m}$. Struktura vzorku P4 je zachycena na **obr.27**.

Vzorek P8

Hrubá struktura vzorku P8 (**obr.28**) v porovnání se vzorkem P4, je způsobena pomalou rychlostí ochlazování a to rychlostí $0,4\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Obecně to znamená, že materiál má ještě dostatek času a energie k hrubnutí jak po samotné deformaci austenitu, tak i po transformaci austenitu na ferit a perlit v případě protvářené struktury se tedy potvrdilo, že nižší rychlost ochlazování vede ke vzniku hrubších zrn. Výsledná struktura tohoto vzorku je feriticko-perlitická, ovšem s minoritním zastoupením perlitu o velikosti bloků okolo 10-15 μm . Te tedy jemnější, než je tomu u struktury lité. Feritická zrna jsou zde co do velikosti velice stejnorodá oproti struktuře vzorku L7, který vznikl shodnou rychlostí ochlazování, a už napohled jsou menší, což je způsobeno jemnější výchozí strukturou. Jejich velikost se pohybuje v rozmezí 20-30 μm ($G = 8$).



Obr.27 Vzorek P4, tvářený stav, rychlost ochlazování $35\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



Obr.28 Vzorek P8, tvářený stav, rychlost ochlazování $0,4\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

5.2.3. Tvářený stav, dvoustupňový teplotní režim

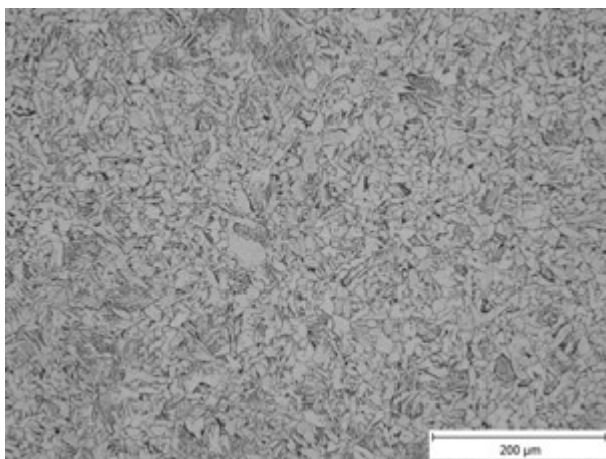
Vzorek P9

Vzorky P9 a P10 byly na rozdíl od předešlých vzorků vystaveny dvoustupňovému teplotnímu režimu, což se projevilo na výsledné struktuře obou vzorků. V případě vzorku P10 došlo ke vzniku velice pozoruhodné struktury, kterou u zbylých vzorků není možno sledovat. Kombinací nízkého obsahu uhlíku (0,098%) a vyšší teplotě ochlazování ($35\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) a především uměle vypěstované extrémně hrubé struktury došlo ke vzniku acikulárního feritu. Pro tento druh feritu je charakteristický jeho jehličkovitý tvar a to, že výrazně zvyšuje tvrdost a náchylnost oceli k lomům. Že je výsledná struktura tvrdší, než struktury ostatní, bylo také potvrzeno měřením tvrdosti, kde se dosáhlo hodnoty 136,02 HBW. Acikulární ferit se

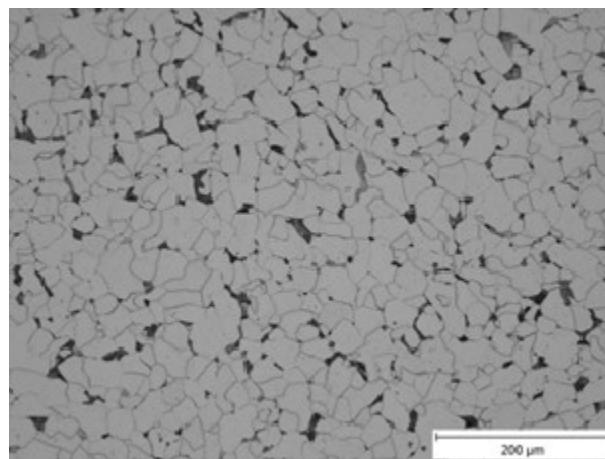
po průřezu vzorku nevyskytuje v celé ploše, ale v jistých nerovnoměrně rozložených shlucích. Ve výsledné struktuře je minimální zastoupení perlitu. Feritická zrna dosahují velikosti okolo 20 μm ($G = 8$). Snímek struktury vzorku P10 je možno vidět na **obr.29**.

Vzorek P10

U vzorku P9 došlo za podpory pomalé teploty ochlazování ($0,4\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) a vyšší teploty austenitizace ($1100\text{ }^{\circ}\text{C}$) ke vzniku extrémně hrubé finální struktury. Výsledná struktura je převážně feritická a velikost zrn feritu je nesrovnatelná s ostatními strukturami. Některá zrna dosahují velikosti až 70 μm , průměrná velikost je 45 μm ($G = 6$). Velikost perlitických bloků potom okolo 25 μm . Bloky jsou velice nehomogenní jak svým tvarem, tak velikostí. Snímek struktury vzorku P9 je na **obr.30**.



Obr.29 Vzorek P9, tvářený stav, dvoustupňový teplotní režim, rychlost ochlazování $35\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$



Obr.30 Vzorek P10, tvářený stav, dvoustupňový teplotní režim, rychlost ochlazování $0,4\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

5.3. Výsledky měření tvrdosti

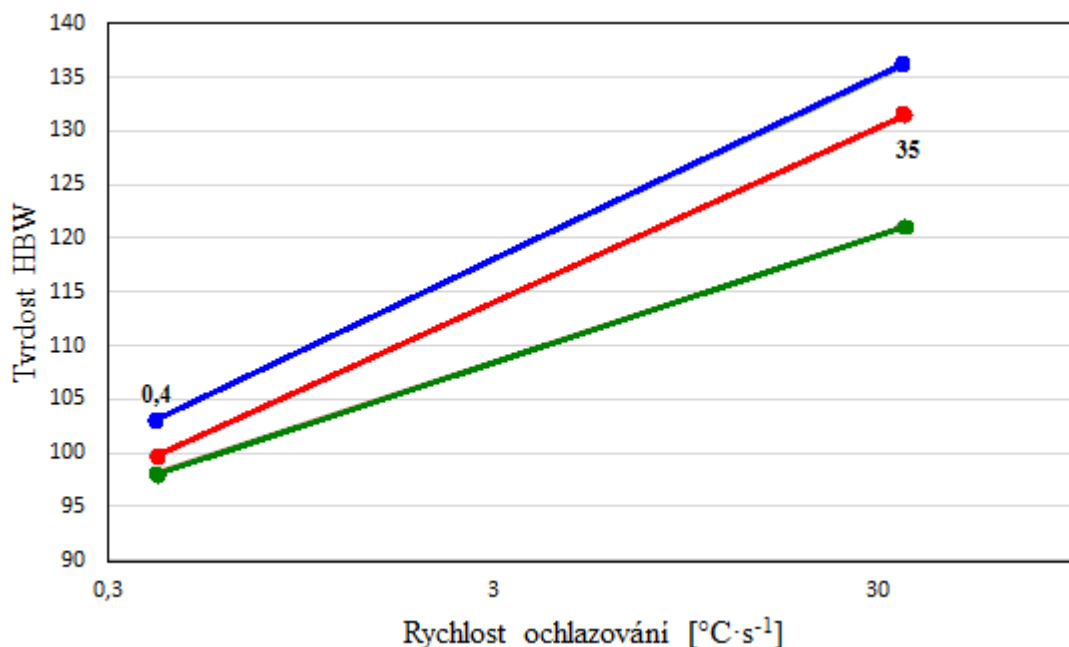
Měření tvrdosti podle Brinella, jakožto poslední z provedených testů, slouží k podpoře výsledků metalografické analýzy. Obecně platí, že jemnozrnnější struktura vede ke větším tvrdostem, než struktura hrubozrnná. Ke vzniku struktury o jemnějším zrně dochází vyšší rychlostí ochlazování. Můžeme tedy říci, že čím vyšší rychlost ochlazování je, tím vyšší je také tvrdost.

Z **tab.5** vyplývá, že vzorky ochlazované rychlostí $0,4\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, tedy s hrubým zrnem, mají opravdu nižší hodnotu tvrdosti, než vzorky ochlazované rychlostí $35\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, se strukturou tvořenou jemnými zrny. Nejnížší hodnoty tvrdosti bylo dosaženo u vzorku P8, ačkoli se

nejednalo o nejhrubozrnnější strukturu. Druhá nejnižší hodnota tvrdosti byla naměřena u vzorku L7 se strukturou téměř stejnou jako má vzorek P8. Nejvyšších hodnot tvrdosti dosáhl vzorek P9 s velice jemnou strukturou obsahující acikulární ferit, který zvyšuje tvrdost a pevnost materiálu. Vzorek L6, který byl co do tvrdosti druhý nejtvrdší, má ve srovnání se vzorkem P4 větší tvrdost, ačkoli jsou vzniklé struktury téměř identické, co se velikosti a rozložení jak feritických, tak perlitických bloků týče. Tato skutečnost je spojena s malým podílem acikulárního feritu ve struktuře vzorku L6, je ho však méně, než ve vzorku P9. Funkční závislost mezi rychlostí ochlazování a naměřenou tvrdostí pro jednotlivé struktury jsou na **obr.31**. Graf potvrzuje u všech zkoumaných vzorků vzrůst tvrdosti při použití vyšší rychlosti ochlazování, díky vzniku jemnější struktury.

Tab.5 Hodnoty měření tvrdosti dle Brinella vybraných vzorků oceli C10

Vzorek	Rychlost ochlazování [°C·s ⁻¹]	Vtisk	Průměr vtisku				HBW
			d ₁	d ₂	Ø d	Ø vtisku	
L6	35	1.	1,292	1,291	1,2915	1,2981	131,41
		2.	1,282	1,286	1,2840		
		3.	1,319	1,319	1,3190		
L7	0,4	1.	1,433	1,454	1,4435	1,4718	99,68
		2.	1,431	1,435	1,4330		
		3.	1,538	1,540	1,5390		
P4	35	1.	1,330	1,329	1,3295	1,3481	121,02
		2.	1,298	1,303	1,3005		
		3.	1,415	1,414	1,4145		
P8	0,4	1.	1,453	1,474	1,4635	1,4823	98,09
		2.	1,426	1,442	1,434		
		3.	1,541	1,558	1,5495		
P9	35	1.	1,271	1,282	1,2765	1,2776	136,02
		2.	1,278	1,282	1,2800		
		3.	1,269	1,284	1,2765		
P10	0,4	1.	1,442	1,488	1,4650	1,4498	103,09
		2.	1,421	1,438	1,4295		
		3.	1,439	1,471	1,4550		



Obr.31 Funkční závislost mezi rychlostí ochlazování a naměřenou tvrdostí
(červená-litý stav, zelená-protvářený stav, modrá-dvoustupňový ohřev)

5.4. Simulace v QTSteel 3.2

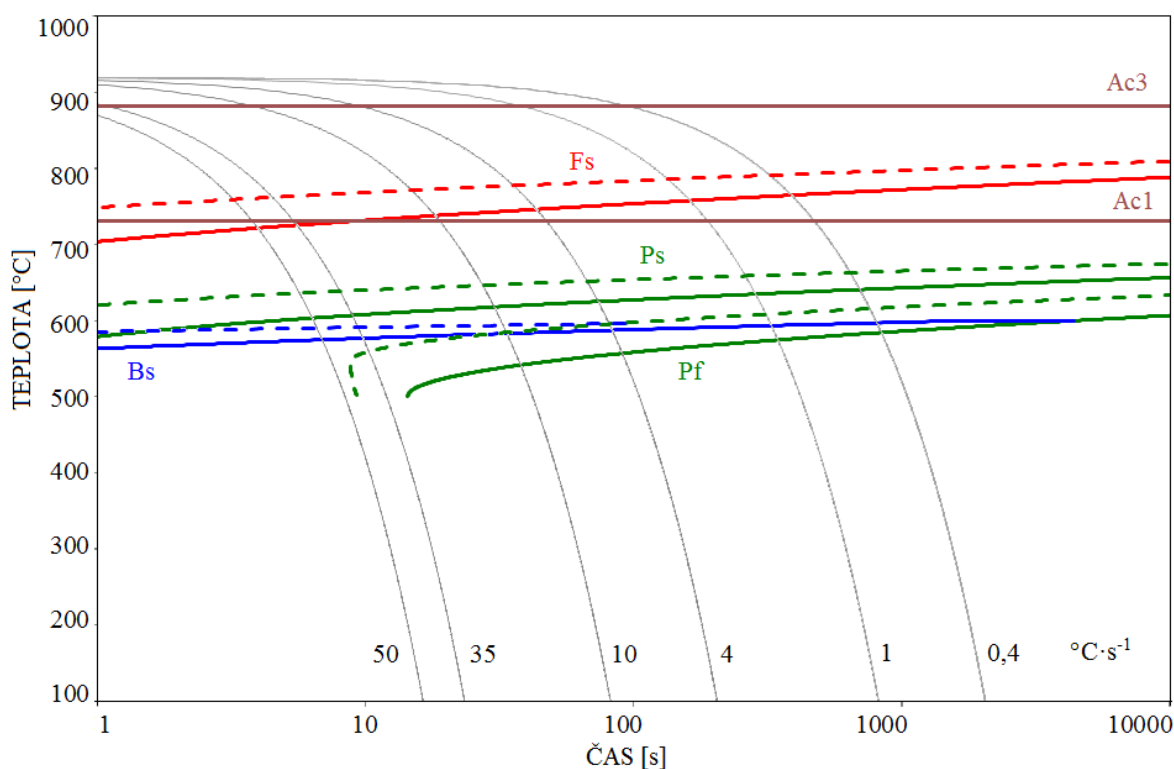
Program QTSteel byl použit za účelem sestrojení ARA i DARA diagramů a jejich následným porovnáním s diagramy sestrojenými na základě dilatometrie. Po stav litý a protvářený byla zvolena odpovídající velikost výchozího austenitického zrna. Tyto nasimulované grafy se od těch skutečných liší hned z několika důvodů. První z nich je, že program počítá pouze s modelovými případy. Druhý důvod je ten, že všechny vypočtené parametry (HB, HV, teploty A_{c1} , A_{c3} , procentuální zastoupení jednotlivých fází při dané rychlosti ochlazování) vychází z jednoduchých vztahů, se kterými software pracuje. V neposlední řadě programu chybí hlubší databáze DCCT (DARA) diagramů

5.4.1. Vliv deformace

Předchozí deformace má vliv jak na výslednou strukturu, tak na časy jednotlivých přeměn. Při použití deformace před počátkem ochlazování dochází k posunutí celého diagramu doleva ke kratším časům, z čehož plyne i rozdílné strukturní složení. Vlivem deformace dochází ke zjemnění zrn a jemnější zrna vedou k posunutí transformačních diagramů k vyšším teplotám a ke kratším časům.

Na **obr.32** můžeme sledovat posunutí DARA diagramu pro litý stav oceli C10 s předchozí skutečnou logaritmickou deformací 0,35, vůči diagramu ARA shodné oceli. Oba

tyto diagramy byly sestaveny pomocí softwaru QTSteel. Plnými čarami je vyznačen diagram ARA, přerušovanými diagram DARA. Citelné posunutí ke kratším časům díky předchozí deformaci můžeme sledovat u křivky B_s , u ostatních křivek můžeme tuto změnu sledovat také, ovšem ne v takovém měřítku. V závislosti na chemickém složení oceli platí, že dochází také k posunům po teplotní ose. V případě oceli C10 s nízkým obsahem uhlíku došlo po předchozí deformaci k posunům křivek jednotlivých přeměn k vyšším teplotám v řádech desítek °C. Tento posun zapříčinilo zjemnění zrna při provedení deformace.

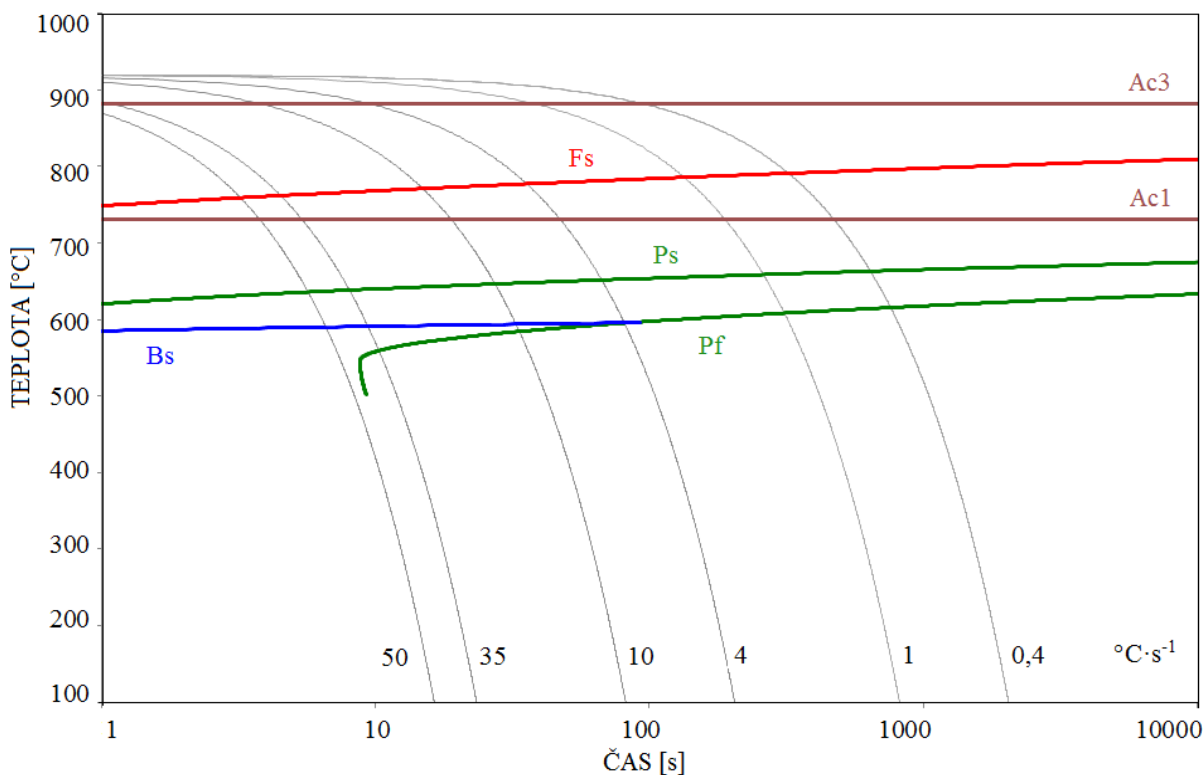


Obr.32 Porovnání ARA a DARA diagramu oceli C10 pro výchozí litý strukturní stav
(plná čára ARA, přerušovaná čára DARA)

5.4.2. Vliv velikosti zrna

Litý stav

Diagramy vytvořené pomocí softwaru QTSteel obsahují křivky jednotlivých fázových přeměn a mimo to také přímky teplot Ac_1 a Ac_3 . V tomto případě je $t(Ac_1) = 730,43$ °C a $t(Ac_3) = 881,24$ °C. Při pohledu na tento diagram (**obr.33**) pro litý stav ze softwaru QTSteel je zřejmé, že se s DCCT diagramem zkonstruovaného z výsledků dilatometrie moc neshoduje. Největší odlišnost je bezpochyby v přítomnosti křivky bainit start (B_s), která se na DCCT digramu z dilatometrie, v daném rozsahu ochlazovacích rychlostí vůbec nevyskytuje.



Obr.33 DCCT diagram pro litý stav sestrojený softwarem QTSteel 3.2.

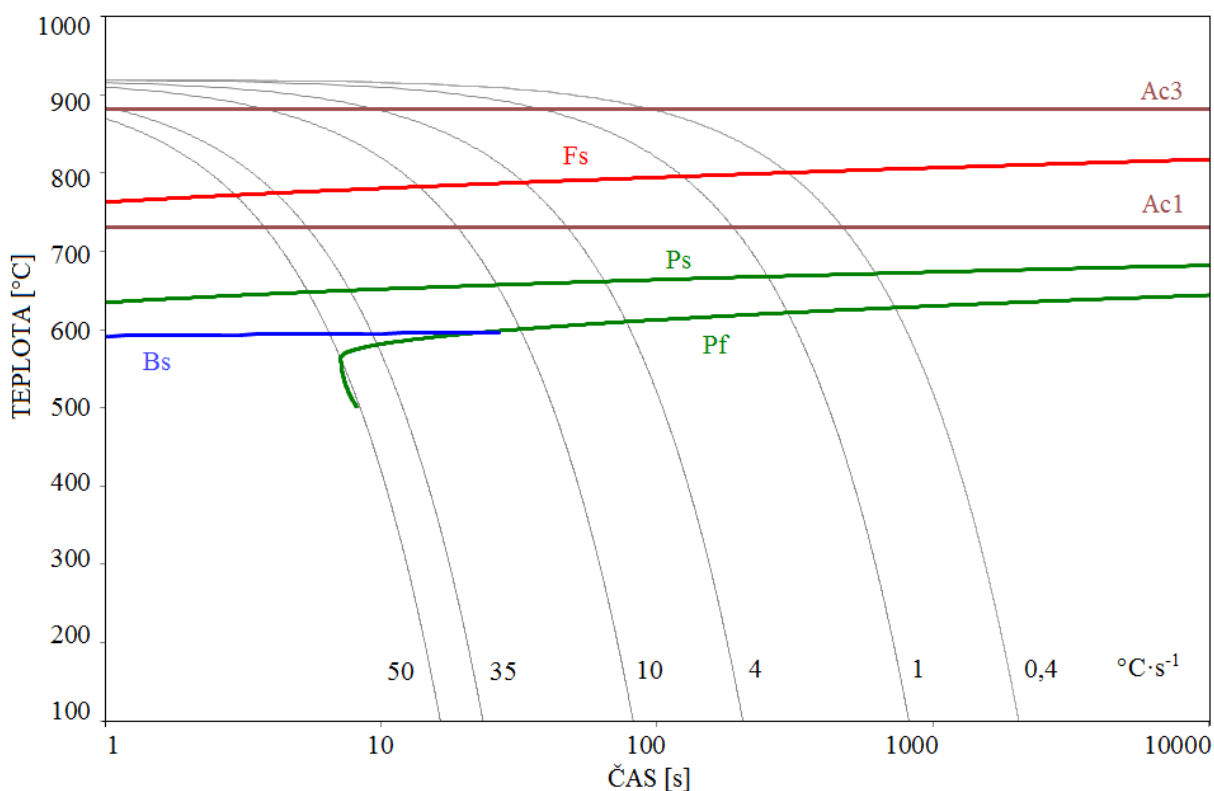
(výchozí austenitické zrno $62 \mu\text{m}$)

Při zkoumání vzorku L6 (rychlost ochlazování $35 \text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) byl zjištěn minimální obsah acikulárního feritu, který je svou strukturou a tvarem velice blízký bainitu, což objasňuje přítomnost bainitické oblasti v tomto grafu. Jelikož program pracuje pouze se základními a tabulkovými daty, vykreslí tuto oblast jako bainitickou, nikoli feritickou. V celkovém měřítku jsou všechny křivky tohoto nasimulovaného grafu posunuty k nižším teplotám. Zatímco v tomto grafu je teplota Ac_1 $730 \text{ }^{\circ}\text{C}$ a nad ní už by se křivka P_s neměla objevit, v grafu fyzikálně sestrojeném je tato teplota vyšší o cca $100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ a to z důvodu, že fyzikálně stanovená křivka P_s dosahuje při rychlosti ochlazování $0,4 \text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ teploty okolo $800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ a z jejího tvaru je patrné, že bude dále stoupat. Křivka F_s je oproti té skutečné posunuta doprava k delším časům a k nižším teplotám o zhruba $50 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Také její průběh je odlišný. V případě QTSteel je její průběh v celém rozsahu osy x téměř lineární, zatímco u experimentálně stanovené křivky je její průběh konkávního tvaru. V případě křivky P_f se jedná o posunutí k nižším teplotám, tvarové změny křivky nejsou tak rapidní jako u předchozích dvou křivek. Na obou křivkách P_f můžeme sledovat výrazný pokles teploty okolo rychlosti ochlazování $50 \text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

Křivka z QTSteel je rostoucí v celém svém rozsahu, v případě experimentálně určené křivky dochází k poklesu teploty od rychlosti ochlazování $4\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$.

Tvářený stav

I zde, u DCCT diagramu pro tvářený stav vytvořený pomocí QTSteel (**obr.34**) platí, že je celkově posunut k nižším teplotám, než je tomu u experimentálně vytvořeného diagramu.



Obr.34 DCCT diagram pro protvářený stav sestavený softwarem QTSteel 3.2.

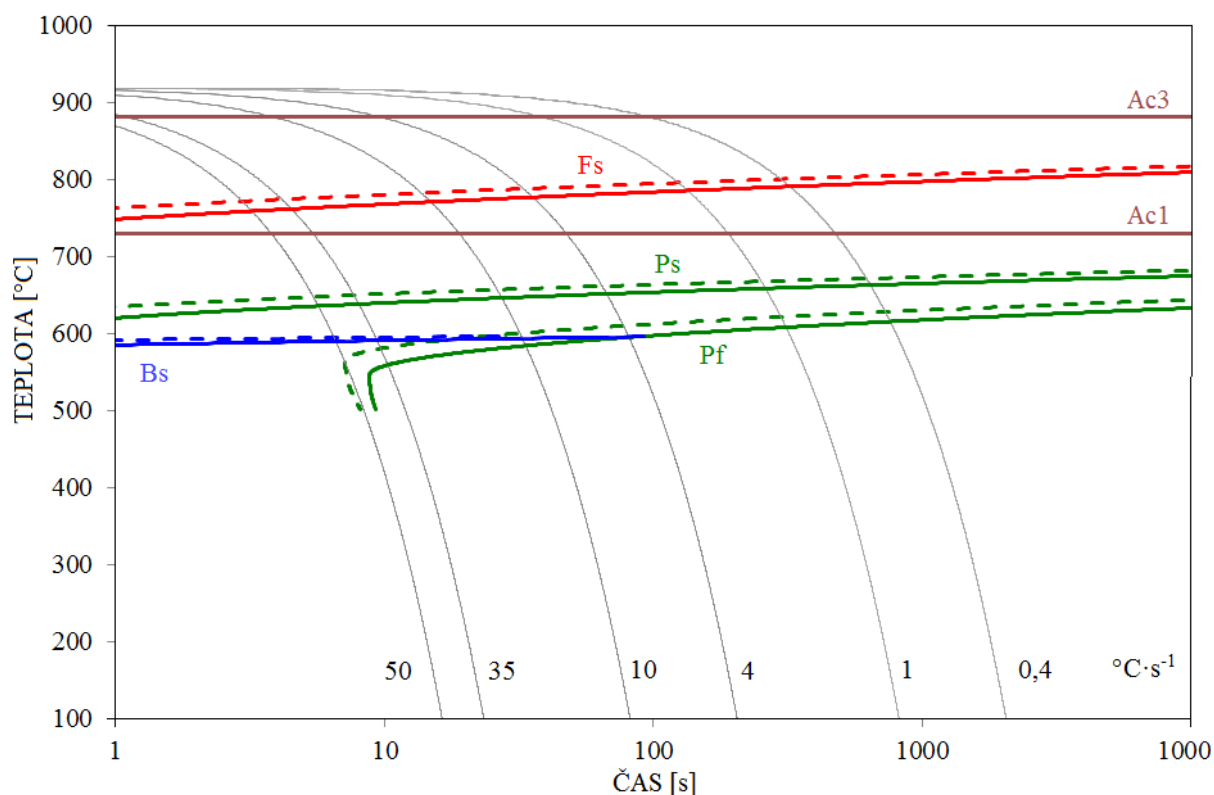
(výchozí austenitické zrno $22\text{ }\mu\text{m}$)

Teploty Ac_1 a Ac_3 dosahují stejných teplot jako v případě litého stavu, tedy $Ac_1 = 730,43\text{ °C}$ a $Ac_3 = 881,24\text{ °C}$. Největší rozdíl, oproti diagramu pro litý stav je ve křivce bainitu, která v diagramu pro litý stav zasahuje až k rychlostem ochlazování $4\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$, kdežto zde, v případě tvářeného stavu, zasahuje bainitická oblast jen k rychlostem okolo $15\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$. Křivka F_s je posunuta o zhruba 40 °C níže a její průběh je v celém rozsahu spíše lineárního charakteru v porovnání s diagramem z dilatometrie, který začíná od rychlosti ochlazování $35\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ citelně klesat s tendencí uzavřít feritickou oblast. Při porovnání křivek P_s

experimentem vytvořeného a nasimulovaného diagramu zjistíme, že křivka P_S vytvořená pomocí QT Steel se nachází o 100 °C níže. I zde došlo k jevu, kdy se fyzikálně stanovená křivka P_S nachází nad teplotou Ac_1 stanovenou softwarem QTSteel. Křivka P_F se nachází o 50-90 °C pod křivkou P_F experimentem vytvořeného diagramu a k jejímu prudkému poklesu dochází v kratším čase než v případě litého stavu. Výskyt bainitické křivky má stejné odůvodnění jako její výskyt v diagramu pro litý stav.

Srovnání tvářeného a litého stavu

Při srovnání DARA diagramu shrnující oba strukturní stavy (**obr.35**) je zřejmý vliv velikosti výchozího austenitického zrna na výsledný diagram. Přerušované křivky diagramu pro protvářený stav se nachází na vyšších teplotách, než se nachází křivky diagramu pro litý stav. Tato skutečnost je jednoznačně ovlivněna výchozím austenitickým zrnem, které bylo v případě protvářeného stavu o 40 μm menší, než u stavu litého.



Obr.35 Porovnání DARA diagramů litého a protvářeného stavu oceli C10
(plná čára litý stav, přerušovaná čára protvářený stav)

Výchozí austenitické zrno má přímý vliv na výsledné ARA, potažmo DARA diagramy. S jemnější strukturou dochází k posunutí křivek diagramu k vyšším teplotám a ke kratším časům. Toto tvrzení však platí pouze v rozmezí rychlostí ochlazování $50-0,4\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Zda-li tomu tak je při nižších i vyšších rychlostech z provedených experimentů nelze posoudit, muselo by se provést měření a simulace právě s použitím požadovaných chybějících rychlostí.

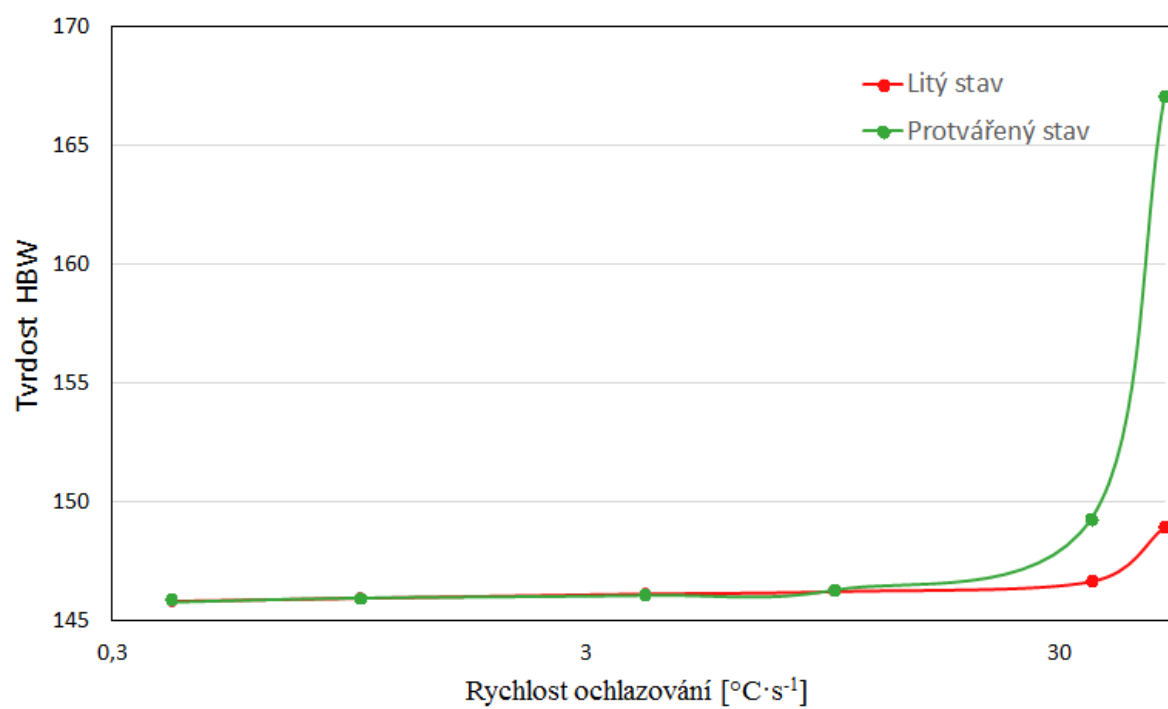
5.4.3. Srovnání tvrdosti naměřené a vypočtené pomocí QTSteel

Ocel C10 je obecně považována za velmi měkkou ocel. Výsledné, experimentem stanovené tvrdosti se pohybovaly v rozmezí 98-136 HBW, kdežto hodnoty stanovené softwarem QTSteel jsou vyšší řádově o několik desítek. Hodnoty tvrdosti pro litý i protvářený stav jsou v **tab.6**.

Tab.6 Hodnoty tvrdosti pro litý a tvářený stav vypočtené softwarem QTSteel 3.2

Litý stav						
Rychlost ochlazování [$^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$]	50	35	10	4	1	0,4
Tvrdest HBW	148,98	146,68	146,26	146,16	145,98	145,85
Protvářený stav						
Rychlost ochlazování [$^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$]	50	35	10	4	1	0,4
Tvrdest HBW	167,05	149,29	146,30	146,08	145,97	145,80

Tvrdesti jak pro litý, tak tvářený stav se mezi sebou liší jen minimálně z důvodu, že software pracuje jen na základě rovnic a došlo k vypočtení velice shodných strukturních podílů pro všechny ochlazovací křivky, z čehož byly vypočteny téměř identické hodnoty tvrdosti. Grafické srovnání obou tvrdostí je na **obr.36**.



Obr.36 Grafické srovnání tvrdosti protvářeného a litého stavu vypočtené pomocí QTSteel

6. Závěr

Transformační diagramy zahrnující vliv termomechanických parametrů, mezi které patří deformace, podmínky austenitizace včetně výchozího stavu oceli nacházejí uplatnění především v tvářecí praxi, která využívá technologií řízeného tváření v kombinaci s technologiemi řízeného ochlazování. Pro tyto případy hrají DARA diagramy významnější roli než v případě klasických ARA diagramů, které naopak vliv termomechanických parametrů neuvažují.

V rámci předložené bakalářské práce byly provedeny dilatometrické testy pro zkoumaný litý a tvářený stav nízkouhlíkové oceli C10 po deformaci s následnou podporou metalografické analýzy, měření tvrdosti dle Brinella a simulací v softwaru QTSteel 3.2 a všechna data byla zformována do grafické podoby a použita v této předložené bakalářské práci.

Na základě simulace v programu QTSteel byl potvrzen teoretický předpoklad, že předchozí deformace má vliv na posuny v diagramech ARA. Ve všech případech došlo k posunutí křivek fázových (ferit, perlit) přeměn doleva, tedy ke kratším časům a nahoru k vyšším teplotám. Tato skutečnost je způsobena tím, že deformace má přímý vliv na velikost zrn, deformací dochází k jejich zjemnění a jemnější zrna vedou k posunu transformačních křivek k vyšším teplotám a kratším časům. Z teoretického rozboru vyplývá, že předchozí deformace nemá na všechny transformační křivky stejný účinek. V případě martenzitické přeměny by mělo dojít k posunu k nižším teplotám. Pro případ bainitické přeměny je její kinetika silně závislá na chemickém složení a deformace může tuto přeměnu posouvat všemi směry. Nicméně tyto skutečnosti nebyly předmětem této bakalářské práce.

Největší pozornost předložené bakalářské práce byla věnována studiu vlivu výchozí struktury oceli C10 na kinetiku fázových transformací po deformaci. Při porovnání výsledků dilatometrických testů pro litý a tvářený stav došlo k potvrzení hypotézy, že jemnější struktura vede k posunu transformačních křivek k vyšším teplotám, ovšem tato skutečnost je sledována jen v malém měřítku, díky malým rozdílům ve velikosti výchozích austenitických zrn litého a tvářeného stavu. K výraznějším posunům transformačních křivek dochází v případech vyšších rychlostí ochlazování ($\geq 35 \text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$). V případě pomalých rychlostí ochlazování je tento efekt potlačen právě dlouhým časem mezi deformací a samotnou přeměnou, během kterého dojde vlivem statické rekrytalizace a nepochybně i chemickým složením oceli k sjednocení struktur.

Speciální sadou vzorků, u kterých byl použit dvoustupňový teplotní režim a byly zahřáty na teplotu austenitizace 1100 °C bylo potvrzeno, že vyšší teplota austenitizace též oceli vede ke vzniku hrubozrnnější struktury. V neposlední řadě bylo potvrzeno, že kombinací nízkouhlíkové oceli, vysoké rychlosti ochlazování a extrémně hrubé struktury hrozí nebezpečí vzniku acikulárního feritu, který je ne vždy žádoucí.

Simulace v softwaru QTSteel prokázala nezbytnost v provádění dilatometrických experimentů namísto simulace, jelikož software pracuje jen se základními daty. Proto se výsledné grafy od těch reálných mnohdy velice liší, což činí z dilatometrických testů nezbytnou součást při určování obsahu strukturních složek.

Použitá literatura

- [1] PÍŠEK, F., RYŠ, P., JENÍČEK, L. *Nauka o materiálu*. 2., zcela přeprac. a rozš. vyd. Praha: Academia, 329s., 1975.
- [2] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [3] MAZANCOVÁ, E. *Technické materiály I: učební text*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2012. ISBN 978-80-248-2577-9.
- [4] CHRÁSKA, P., DUBSKÝ, J., FREIWILLIG, R. *Bainitická transformace v ocelích*. Praha: Academia, 132s., 1981.
- [5] JECH, J. *Tepelné zpracování oceli: metalografická příručka*. 4., přeprac. a dopl. vyd. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 392s., 1983
- [6] KAWULOK, R., Souhrn disertační práce, *Vliv deformace na rozpadové diagramy ocelí*, Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, 2015
- [7] NÜRNBERGER, F. et al. Microstructure Transformations in Tempering Steels during Continuous Cooling from Hot Forging Temperatures. *Steel Research International*, roč. 81, 2010, č. 3, s. 224-233.
- [8] JANDOVÁ, D., VADOVICOVÁ, L. Influence of deformation on austenite decomposition of steel 0.5C-1Cr-0.8Mn-0.3Si, In: *Metal 2004*, Conference Proceedings. Ostrava: Tanger Ltd., 2004, paper No.223.
- [9] BENGOCHEA, R., LO'PEZ, B., GUTIERREZ, I., Microstructural Evolution during the Austenite-to-Ferrite Transformation from Deformed Austenite. *Metallurgical and materials transactions A*, 1998, č. 2, s. 417-426.
- [10] KAWULOK, R. et al. Transformation kinetics of selected steel grades after plastic deformation. *Metallurgija*, roč. 55, 2016, č. 3, s. 357-360. ISSN 0543-5846.
- [11] TOTTEN, G., XIE, L., FUNATANI, K. *Modeling and simulation for material selection and mechanical design*. Basel: Marcel Dekker, c2004. Mechanical engineering (Marcel Dekker, Inc.), 166s. ISBN 0-8247-4746-1.
- [12] ARANDA, M., KIM, B., REMENTERIA, R., et al. Effect of prior austenit grain size to pearlite transformation in a hypoeutectoid Fe-C-Mn steel. *Metallurgical and materials transactions A*, 2014, č. 4, s. 1778-1786.

-
- [13] Interní sdělení Třinecké železářny a.s., dne 13.3.2017.
- [14] MetalMax, *Značky ocelí* [online]. [cit. 2017-4-10]. Dostupné z: <http://www.metalmax.cz/znacky.php>
- [15] ZHIZHONG, H., *The Handbook of Steel and Its Heat Treatment Curve*. Beijing: Defence Industry Press, 1987.
- [16] *Uhlík* [online]. [cit. 2017-2-25]. Dostupné z: https://www.opi.zcu.cz/download/uhlik09_10.pdf
- [17] RUSZ, J., Diplomová práce, *Fázové transformace probíhající během ochlazování laboratorně válcovaných ocelových tyčí*, Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, 2016
- [18] *Plastometrická laboratoř* [online]. [cit. 2017-2-22]. Dostupné z: <https://www.fmml.vsb.cz/633/cs/veda-a-vyzkum/plastometricka-laboratore/>
- [19] *39112 Non-Contact Scanning Optical System User's Manual*, Verze 1.0. Dynamic Systems Inc. 2015
- [20] Scanning Non-Contact Optical Dilatometer and Extensometer with Green LED Technology, *Green LED technology* [online]. [cit. 2017-4-2]. Dostupné z: https://gleeble-intelligenttechnetdna-ssl.com/images/PDF_Files/39112_Scanning_Non-Contact_Optical_Measurement.pdf
- [21] ITA Technology & Software, *Program QT Steel* [online]. [cit. 2017-3-14]. Dostupné z: <http://www.ita-tech.cz/cs/produkty-a-sluzby/tepelne-zpracovani/qtsteel>
- [22] SILBERNAGEL, A. *Struktura, vlastnosti, zkoušení a použití kovů*. Ostrava: Kovosil, 2011. ISBN 978-80-903694-6-7.
- [23] ČSN 420462. Zkoušení kovů. Stanovení velikosti zrna ocelí a neželezných kovů. Praha: Český normalizační institut, 1983.
- [24] ČSN EN ISO 6506-1. Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Brinella - Část 1: Zkušební metoda. Praha: Český normalizační institut, 2014
- [25] *Zkouška tvrdosti podle Brinella* [online]. [cit. 2017-3-2]. Dostupné z: https://cs.wikipedia.org/wiki/Zkou%C5%A1ka_tvrdosti_podle_Brinella